



TITLE:

金属材料の塑性変形に伴う粗面化現象と薄板の成形限界に関する研究(Dissertation_全文)

AUTHOR(S):

高倉, 章雄

CITATION:

高倉, 章雄. 金属材料の塑性変形に伴う粗面化現象と薄板の成形限界に関する研究. 京都大学, 1994, 博士(工学)

ISSUE DATE:

1994-03-23

URL:

<https://doi.org/10.11501/3075937>

RIGHT:

②

金属材料の塑性変形に伴う粗面化現象と 薄板の成形限界に関する研究

1 9 9 3

高 倉 章 雄

目 次

第1章 緒 論	1
1.1 緒言	1
1.2 塑性変形に伴う自由表面あれに関する研究状況	4
1.3 板材の成形限界に関する研究状況	6
1.4 本論文の構成	7
第2章 表面粗さの発達挙動のシミュレーション	11
2.1 緒言	11
2.2 アルミニウム単結晶の変形抵抗	12
2.3 粗大結晶粒板の引張試験	15
2.4 材料定数 k , n 値の決定	18
2.5 結晶の配向の違いによる単結晶板の変形抵抗の差異	19
2.6 剛塑性有限要素法	20
2.6.1 多孔質体の塑性理論を用いた剛塑性有限要素法	21
2.6.2 シミュレーションに使用した要素	24
2.7 結言	27
第3章 平面ひずみ引張変形における表面粗さの発達	29
3.1 緒言	29
3.2 材料モデルおよび計算条件	29
3.3 変形の進行に伴う表面粗さの発達状況	32
3.4 表面粗さと材料内部の結晶粒の変形の関係	34
3.5 成形限界に対する表面あれの影響	37
3.5.1 表面あれによる板厚の不均一さの進展	37

3.5.2	変形の進行に伴うひずみ集中の進展状況	38
3.5.3	成形限界に対する板厚の影響	40
3.6	結言	43
第4章	二軸引張変形における表面粗さの発達 (単純変形経路の場合)	45
4.1	緒言	45
4.2	材料モデルおよび計算条件	45
4.3	各種変形様式における表面粗さの発達状況	48
4.4	成形限界に対する表面あれと変形様式の影響	53
4.4.1	材料モデル	53
4.4.2	表面粗さの発達状況	54
4.4.3	ひずみ集中の進展状況	55
4.4.4	肌あれ限界と局部くびれ発生限界	57
4.5	表面粗さの発達とくびれ発生状況の実験的観察	58
4.5.1	供試材料および実験方法	58
4.5.2	表面粗さの発達状況	61
4.5.3	等粗さ曲線	64
4.5.4	表面あれおよび局部くびれ進展状況の観察	65
4.6	結言	69
第5章	二軸引張変形における表面粗さの発達 (複合変形経路の場合)	71
5.1	緒言	71
5.2	複合変形経路	71
5.3	変形の進行に伴う表面凹凸の発達状況	72

5.4	変形の進行に伴う表面あれ	76
5.5	肌あれ限界	79
5.6	成形限界に対する表面あれと変形経路の影響	82
5.6.1	変形の進行に伴うひずみ集中の進展	82
5.6.2	肌あれ限界と成形限界の関係	85
5.7	結言	87
第6章	アルミニウム薄板の成形限界および表面あれ特性 に対する中間焼なましの影響	89
6.1	緒言	89
6.2	剛塑性有限要素シミュレーション	90
6.2.1	材料モデル	90
6.2.2	計算条件	91
6.3	シミュレーションの結果	92
6.3.1	破断ひずみに対する中間焼なまし時期の影響	92
6.3.2	破断ひずみに対する中間焼なまし回数の影響	97
6.4	実験方法	100
6.4.1	供試材料および実験方法	100
6.4.2	破断ひずみおよび表面粗さの測定方法	102
6.5	実験結果および考察	104
6.5.1	破断ひずみおよび表面粗さ増加割合に対する 焼なまし条件の影響	104
6.5.2	破断ひずみに対する焼なまし回数の影響	108
6.5.3	穴広げ限界に対する中間焼なましの影響	111
6.6	結言	112

第7章 表面あれの除去による金属薄板の成形限界の向上	115
7.1 緒言	115
7.2 シミュレーションによる表面あれ除去効果の検討	115
7.2.1 シミュレーションの方法	115
7.2.2 成形限界の向上に対する表面あれ除去の効果	116
7.3 実験方法	120
7.4 成形限界に対する表面あれ除去時期の影響	121
7.5 成形限界の向上に対する板厚の影響	127
7.6 成形限界の向上に対する表面あれ除去回数の影響	129
7.7 結言	131
第8章 金属薄板のエリクセン値に対する表面あれの影響	133
8.1 緒言	133
8.2 供試材料および表面あれ特性	134
8.2.1 供試材料	134
8.2.2 供試材料の表面あれ特性	135
8.3 エリクセン値に対する焼なまし条件の影響	139
8.4 表面あれの影響を考慮したエリクセン値の整理	143
8.4.1 表面あれによる板厚の不均一さ	143
8.4.2 t_0/α とエリクセン値の関係	146
8.4.3 エリクセン値に対する結晶粒径の影響	148
8.5 結言	148
第9章 金属粉末焼結体の塑性変形に伴う表面粗さの発達	151
9.1 緒言	151
9.2 供試粉末および実験方法	152

9.2.1 供試粉末	152
9.2.2 初期相対密度 ρ_0 と結晶粒径 d が異なる焼結体の作製	152
9.2.3 焼結体の繰返し潤滑圧縮	155
9.2.4 表面粗さの測定方法	156
9.3 圧縮変形に伴う焼結体の密度変化および相当応力と 相当ひずみの関係	156
9.3.1 多孔質体の塑性理論式	156
9.3.2 密度変化および材料定数 a, b の決定	157
9.3.3 相当応力-相当ひずみ関係	160
9.4 変形の進行に伴う表面粗さの発達	164
9.5 焼結体の表面あれの実験式	168
9.5.1 表面粗さの発達に対する相対密度, 粉粒径および 結晶粒径の影響	168
9.5.2 表面あれの実験式	174
9.5.3 表面あれの計算例	175
9.6 結言	175
第10章 塑性変形に伴う自由表面あれの抑制	177
10.1 緒言	177
10.2 二層材料の表面あれの剛塑性有限要素シミュレーション	178
10.2.1 二層材料モデル	178
10.2.2 表面粗さの発達状況	180
10.2.3 表面層の結晶粒の影響	183
10.2.4 内部層の結晶粒の影響	184
10.2.5 内部層と表面層の境界面における凹凸の変化	186
10.3 粉末焼結体を用いた二層材料の作製	187

10.3.1 供試粉末および試験片の作製	187
10.3.2 実験方法	190
10.4 二層材料の表面あれ	190
10.4.1 表面粗さの発達	190
10.4.2 表面層粉粒径の影響	193
10.4.3 内部層粉粒径の影響	194
10.5 結言	196
第11章 結 論	197
参考文献	203
謝 辞	209

第1章 緒 論

1.1 緒言

金属材料に塑性変形を与えると、工具に接していない材料の自由表面は変形の進行に伴って粗くなる。このような塑性変形に伴う材料の粗面化現象は、表面あれ、肌あれあるいはオレンジピールと呼ばれており、塑性加工製品の品質や加工限界に影響を及ぼす重要な因子の一つである。

一般に、金属材料の塑性加工においては、金型が使用されており、材料は工具に接触しながら変形するため表面あれの発達は工具によって抑制される。しかしながら、加工法によっては、材料表面の一部が加工中に全く工具に接触しない場合や、加工の途中で工具から離れる場合、およびその逆に加工の途中から工具に接触する場合などがある。

図1-1(a)～(e)に、塑性加工における工具と材料の接触状態の代表的な例を示す。(a)は一軸引張試験片の平行部や圧縮試験片の側面のように、変形中に全く工具に接触しない場合である。(b)は板材のプレス成形で多く見られるもので、板の片面はポンチに接しているが、その裏面は自由表面となっている場合である。(c)は型鍛造品の表面のように、最初は自由表面の状態に変形していたものが加工の途中から工具に接触する場合、および深絞り加工のフランジ部のように、最初は工具に接していた面が加工の途中から自由表面となる場合である。(d)は圧延、引抜き、押出し等のように、材料表面が常に工具に接触しながら変形する場合である。また、(e)は金型の代わりに液圧やゴムのようないわゆる柔軟性工具を使用して、薄板や管の加工を行う場合である。

(a)～(c)の場合には、加工中に自由表面が存在することになり、この自由表面には変形の進行に伴って表面あれが生じる。(c)の型鍛造のように、加工の途中で材料が工具に接触する場合には、加工の初期段階で生じた表面あ

れが工具に接触することによって押しつぶされるものの、完全には平滑化されないことが多い。また(e)のように、液圧やゴムを工具として加工を行う場合には、これらは柔軟性工具であるため表面あれの発達を抑制することができず、加工後の材料表面には自由表面の場合と同程度のあれが生じる¹⁾。

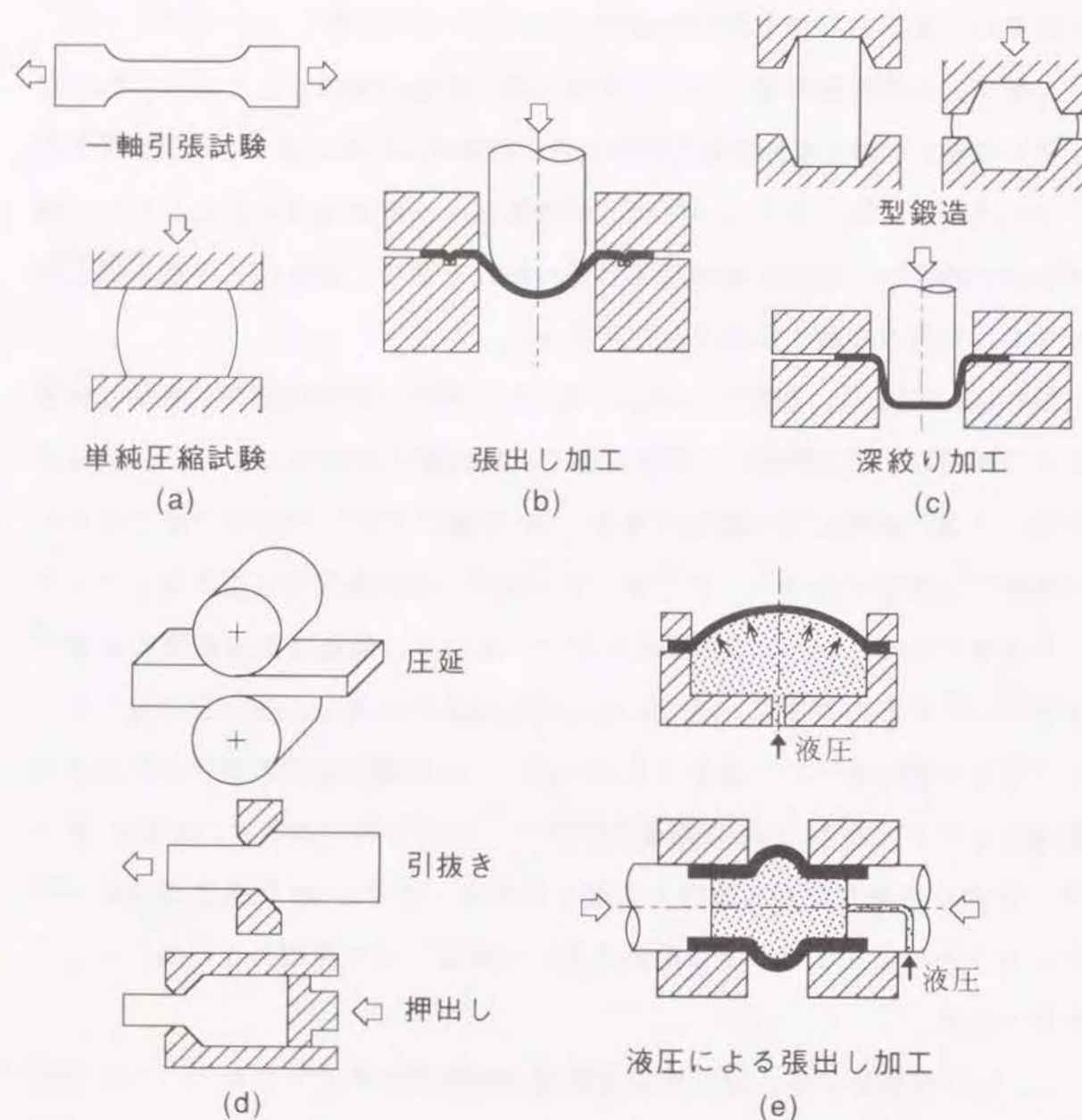


図1-1 塑性変形における工具と材料の接触状態

(d) の材料表面が常に工具と接触している加工においても、材料と工具間の潤滑膜が厚い場合には、自由表面と同じ程度の表面あれが生じる^{2),3)}。

以上のような塑性変形に伴う材料表面のあれは、製品の表面品質や機械的性質を劣化させるだけでなく、メッキや塗装などの後工程にも悪影響を及ぼす。また、表面あれは塑性加工における工具-材料間の接触状態や潤滑剤の封入などにも密接に関係し摩擦状態を支配する重要な因子となるため、トライボロジ的な観点からも重要である²⁾⁻⁵⁾。さらに、金属薄板のプレス成形における板表面のあれは、見方をかえれば板厚に厚い部分と薄い部分といった板厚の不均一さを増大させることを意味している。板厚が薄い場合には、この表面あれによる板厚の不均一さが成形限界を低下させる原因⁶⁾⁻¹⁰⁾にもなるので、特に薄板や極薄板の成形においては、表面あれは重要な問題である。

最近、各種工業製品や電子部品等の小型・軽量化、高品質化および高精密化に対する要求が激しくなっており、塑性加工の分野においてもサブミクロン加工が指向されている。塑性変形に伴って生じる材料の自由表面の粗さは、数 μm ~数十 μm のオーダーとなるので、加工製品の高品質・高精密化を達成するためには、塑性変形によって生じる表面粗さは見逃せない問題である。

また、省資源・省エネルギーの観点から、板材のプレス加工においては従来よりもできるだけ薄い板を使用して製品の小型・軽量化を図ろうとする努力がなされている。しかし、板厚が薄くなると表面あれによる板厚の不均一さの影響が顕著になり、成形限界が著しく低下するといった問題が生じる。したがって、板材成形で生じる種々の変形様式(板面内のひずみ比が異なる変形)について、塑性変形に伴う表面あれの発達状況を把握し、この表面あれが成形限界に対してどのように影響するかを明らかにすることは、材料の選択や加工法を決定するうえで重要である。

1.2 塑性変形に伴う自由表面あれに関する研究状況

塑性変形に伴う材料の自由表面あれに関しては、これまで数多くの実験的研究がなされてきた¹¹⁾⁻²³⁾。それらの研究によって、自由表面粗さは、ひずみの増大に伴ってほぼ直線的に増大すること、および表面粗さの増加割合(表面粗さとひずみの関係を直線近似した場合の比例係数)は、材料の平均結晶粒径が大きいほど大きくなることが報告されている。また、この表面粗さの増加割合に対しては、結晶構造¹⁴⁾や集合組織^{15),16)}などの金属因子のほか、変形様式(変形中のひずみ比)¹⁷⁾⁻²³⁾などの加工因子も影響することが報告されている。

例えば、小坂田ら¹⁴⁾は、アルミニウム、軟鋼、亜鉛棒等の引張りおよび圧縮試験を行い、表面粗さの発達挙動を調べている。そして、表面粗さは軸方向ひずみと平均結晶粒径に比例して増大するが、その増加割合は引張りと圧縮、変形様式(側面と端面)、および材料の結晶構造(ちゅう密六方晶、面心立方晶、体心立方晶)によって異なることを明かにしている。

小豆島ら¹⁶⁾は、 r 値が異なるアルミニウム板の引張試験を行い、表面粗さの発達に対する加工因子および金属因子の影響を調べている。表面粗さの発達状況は、ひずみ速度、静水圧、応力状態によっては変化しないが、温度、結晶粒径、集合組織によって異なることを示している。また、福田ら¹⁾は、ゴム工具を使用した薄板の張出し加工および深絞り加工を行い、ゴム接触面の表面粗さは自由表面と同程度であり静水圧の影響を受けないことを示している。

変形様式の影響については、板材成形に関して数多くの実験¹⁷⁾⁻²³⁾が行われており、表面粗さと板面内の最大主ひずみの関係が変形様式の違いによって異なること、板面内のひずみ比(板面内の最大主ひずみ ϵ_X と最小主ひずみ ϵ_Y の比 ϵ_Y/ϵ_X)が大きい場合ほど粗さ増加割合が大きくなることが示されている。また、福田ら¹⁾および康ら²³⁾は、表面粗さと最大主ひずみの関係は、

変形様式によって異なったものとなるが、変形尺度として相当ひずみを採用すれば変形様式によらずほぼ同一となることを示している。一方、河合ら²²⁾は、各変形様式において板面内各方向に測定した表面粗さの平均値は、面内主ひずみベクトルの絶対値でほぼ一義的に整理されることを示しており、表面粗さの発達挙動を整理するためにどのような変形尺度を用いればよいかについてはまだ問題が残されている。また、変形に伴う表面状態変化の微視的な観察が行われ、変形様式が異なると結晶粒のすべりや回転方向が異なることが報告されている^{13),20-23)}。

一方、表面あれを力学的に解析したものとして、神馬ら²⁴⁾は、金属結晶の弾塑性変形の応力・ひずみマトリックスを結晶塑性理論から計算する方法、および粗大結晶粒板の弾塑性引張変形の解析例を示し、自由表面あれを解析的に研究することの可能性を示している。阿部ら^{25),26)}は、表面あれの発生は材料が不均質であることに起因しているという考えから、不均質体の変形挙動の特徴を有する簡単な材料モデルを考案し、有限要素法による表面あれの解析を行っている。中村ら²⁷⁾は、ランダム方位をもつ面心立方多結晶モデルを想定し、単軸引張一様応力下ですべり変形および結晶軸の回転を考慮した結晶塑性解析を行い、自由表面あれのシミュレーションを行っている。小豆島ら²⁸⁾は、表面結晶粒の回転によって表面あれが生じるという考え方に基づいて統計的解析を行っている。これらの研究結果は、従来、実験的に調べられてきた表面あれの発達状況の定性的な傾向を解析的にも導きうることを示している。

しかしながら、これらの解析的研究は、ひずみが数%以下の小さい変形を対象にしたもの、または平面ひずみ変形あるいは単軸引張変形の限られた変形様式について解析あるいは考察したものであるため、表面粗さの発達状況に対する変形様式の影響については、まだ十分に明らかにされていない。

1.3 板材の成形限界に関する研究状況

板材の成形限界に関する理論的な研究は、これまで数多くなされてきた。Swift²⁹⁾は、二軸応力下で一様変形している板材について拡散くびれ条件式を導いている。Hill³⁰⁾は、板面内のひずみ比が負の領域について局部くびれ条件式を導いている。Stören-Rice³¹⁾は、ひずみ比が負の領域だけではなく正の領域についても局部くびれ条件式を導いている。また、後藤³²⁾は、降伏曲面の負荷面でとがり形成を伴う構成式を用い、Störenら³¹⁾の局部くびれ条件を使用して限界ひずみの予知式を導いている。これらの力学的な研究によって板材の成形限界線図が理論的に求められており、成形限界に対する変形様式や材料特性値(n 値・ r 値)の影響が示されている。

しかしながら、上述の成形限界条件式には、表面あれや材料内部のボイドの発生など板厚の不均一さに関与する構造的因子の影響は考慮されていないので、 n 値や r 値などの材料特性値が同じであれば成形限界が一義的に定まることになり、成形限界の板厚依存性を予測することはできない。

成形限界に対する板厚依存性や板厚の不均一さの影響について、後藤³³⁾は、破断ひずみと板厚の関係を2次式で仮定し、上述の成形限界条件式³²⁾を使用して成形限界の板厚依存性を検討している。また、Marciniak-Kuczynski³⁴⁾は、ひずみ比が正の領域について、板材には最初から板厚方向に不均一さ(溝部)が存在するものと仮定し、この溝部に変形が集中し始めるひずみを成形限界ひずみと定義している。しかし、変形の初期に与える板厚の不均一さが変化するとそれに伴って成形限界が異なったものとなり、この板厚の不均一さの設定に問題が残されている。

島ら³⁵⁾は、多孔質体の塑性理論式を用いてSwiftの拡散くびれ、Hillの局部くびれ条件式およびM-K理論³⁴⁾を拡張し、材料内部の空孔率が高いほど成形限界が低下することを示している。Jalinierら³⁶⁾は、内部欠陥(空孔)の影響を考慮して張出し領域における成形限界を計算し、M-K理論による

計算結果および深絞り用鋼板に対する実験結果と比較している。

小林ら¹⁷⁻¹⁹⁾は、明瞭な局部くびれが現れる直前に、それまでひずみとともに直線的に増加していた表面粗さがあるひずみから急激に増大する肌あれ限界の存在を見出し、この肌あれ限界が実用上の成形限界になることを明かにしている。また、山口らおよびTadrosらは、薄板成形における表面あれの増大は板厚の不均一さを招き、これが成形限界を低下させることを示している⁶⁻¹⁰⁾。

板厚の不均一さに関する因子としては表面あれが支配的⁸⁾であり(材料の内部欠陥の発生による板厚の不均一さは表面あれによるものよりもかなり小さい)、そして、板厚の不均一さに対する表面あれの影響程度は板厚が薄くなるほど顕著になる。したがって、特に薄板成形における表面あれの発達は成形限界に関連して重要な問題である。しかし、薄板成形における表面あれを、変形の初期から局部くびれ発生に至るまでの大きなひずみ範囲にわたって、また種々の変形様式(板面内のひずみ比が異なる変形)について、解析的に取り扱った研究はほとんど行われていない。また、薄板成形において表面あれが局部くびれへと進展していく状況を詳細に検討した研究ほとんどなされておらず、この表面あれが成形限界に対してどのような影響を与えるかについては、まだ不明な点が多い。

1.4 本論文の構成

以上のような観点から、本論文では、主として金属板の成形における自由表面のあれに注目し、変形の進行に伴う表面粗さの発達状況および表面あれが成形限界にどのように影響するかについて検討を行った。

まず、塑性変形の進行に伴う表面粗さの発達状況を把握するために、材料内部の個々の結晶粒の変形抵抗が異なるといった不均質な材料モデルを使用して剛塑性有限要素法による表面あれのシミュレーションを行った。特に、

種々の変形様式における表面粗さの発達状況を、変形の初期から局部くびれ発生に至るまでの大きなひずみ範囲にわたって追跡し、薄板の成形限界に対する表面あれの影響を明らかにした。また、表面あれに関連した事項として、薄板の成形限界の向上に対する中間焼なましや表面あれ除去の効果、および表面層結晶粒の微細化による表面あれの抑制などについても検討を行った。さらに、変形中に密度変化を生じる金属粉末焼結体について実験を行い、表面粗さの発達状況に対する密度変化の影響について検討した。

本論文は11章から構成されており、第2章以下の概要は次のとおりである。

第2章では、塑性変形の進行に伴う表面あれの発達状況を、変形の初期から局部くびれ発生に至るまでの大きなひずみ範囲にわたって、また種々の変形様式についてシミュレートするための材料モデルと剛塑性有限要素法について述べている。特に、材料内部の個々の結晶粒の変形抵抗が結晶の配向によって異なるといった不均質な材料モデルを構築するために、アルミニウム粗大結晶粒板の引張試験を行い、結晶の配向と単結晶板の変形抵抗について検討した。

第3章では、平面ひずみ引張変形を対象にして、表面粗さの発達状況の剛塑性有限要素シミュレーションを行い、板表面に生じる粗さと材料内部の結晶粒の変形状態の関係、および成形限界に対する板厚と結晶粒径の影響について述べる。

第4章では、板面内のひずみ比が変形中一定の単純変形経路のもとで、等二軸引張りから一軸引張りまでの各種の変形様式について、表面あれのシミュレーションを行い、表面粗さの発達状況に対する変形様式の影響を述べる。そして、各種の変形様式について表面粗さと成形限界の関係について検討する。さらに、アルミニウム板について実験を行い、シミュレーションの妥当性を確かめる。

第5章では、変形中に板面内のひずみ比が変化するいわゆる複合変形経路

の場合について、表面あれのシミュレーションを行い、表面粗さの発達および成形限界に対して変形経路がどのように影響するかについて述べる。

第6章では、アルミニウム板の一軸引張りおよび平面ひずみ引張変形を対象にして、成形限界および表面あれ特性に対する中間焼なましの影響を剛塑性有限要素法によるシミュレーションと実験の両側面から検討する。

第3～6章に示したシミュレーションの結果から、局部くびれのきっかけとなる表面凹凸を除去しながら成形を進めていけば成形限界が向上するのではないかと考えられる。そこで第7章では、成形の途中段階でいったん表面あれを除去した場合について、それ以後の表面粗さの発達状況および表面あれの除去が成形限界に及ぼす影響を述べる。また、各種の変形様式・板厚について、成形限界の向上に対する表面あれ除去の効果を検討する。

第8章では、金属薄板のポンチ張出しを対象にして、成形限界に対する表面あれの影響を実験的に検討する。ここでは、表面あれ特性が異なる種々の試験片を用いて、プレス成形性(張出し性)を評価する模擬的試験法の一つであるエリクセン試験を行い、成形限界に対する表面あれ、結晶粒径および板厚の影響を述べる。そして、成形限界の板厚依存性を評価する尺度としては単に板厚 t よりも板厚と表面粗さ増加割合 α の比 t/α のほうが適していることを示す。

以上の各章では溶製材の表面あれを取り扱っているが、第9章では、変形中に密度変化を生じる金属粉末焼結体の圧縮変形に伴う自由表面粗さの発達状況について述べる。そして、表面あれに対する密度の影響を検討し、結晶粒径、ひずみの他に相対密度を含んだ形の表面あれの実験式を提案する。

第10章では、表面層と内部層の結晶粒径が異なる二層材料の圧縮変形について、表面あれの発達に対する表面層結晶粒の影響を検討し、表面あれの抑制効果について述べる。

第11章では、結論として本研究の成果のまとめを述べる。

第2章 表面粗さの発達挙動のシミュレーション

2.1 緒言

金属材料の塑性変形に伴う自由表面のあれは、材料内部の結晶粒や介在物などの不均一な変形が表面に現れたものであると考えられている。一般に、結晶粒の大きさや形状は不規則であり、また結晶粒は異方性を有し、その結晶の配向（以下、材料の変形の主軸に対する結晶方位を配向と呼ぶことにする）もランダムに分布しているため、金属材料は微視的に見れば不均質材料である。

したがって、塑性変形に伴う表面粗さの発達状況を解析しようとする場合には、材料内部の個々の結晶粒の微視的な変形挙動の違いを考慮できるように、材料を不均質なものとして取り扱う必要がある。

阿部ら^{25),26)}は、不均質体の変形挙動の特徴を有する簡単な材料モデルとして、個々の結晶粒を応力-ひずみ関係が異なる2種類の正方形の領域で近似した平面モデルを考案し、弾塑性有限要素法による表面あれの解析を行っている。また、中村ら²⁷⁾はランダム方位をもつ面心立方多結晶体モデルを想定し、単軸引張り一様応力下ですべり変形および結晶軸の回転を考慮した結晶塑性解析を行い、表面あれの発達挙動を定性的にシミュレートしうることを明らかにしている。しかし、表面あれの発達挙動に対する変形様式の影響や、表面あれの発達が板材の成形限界に対してどのように影響するかなどについては、まだ十分に明らかにされていない。

本研究では、金属板材の成形における表面あれの発達状況を、変形の初期から局部くびれ発生に至るまでの大きなひずみ範囲にわたって、また種々の変形様式について解析するために、材料内部の個々の結晶粒の変形抵抗が結晶の配向によって異なる（単結晶の一軸引張りにおける応力-ひずみ曲線は結晶の配向の違いによって異なったものとなる）といった不均質な材料モデ

ルを考案し、剛塑性有限要素法を使用して表面あれの発達のシミュレーションを行った³⁷⁾。

本章では、面心立方晶金属のアルミニウム材を対象にし、単結晶の変形抵抗 (応力とひずみの関係) に対する結晶の配向の影響を検討する。また、表面あれの発達のシミュレーションに使用した剛塑性有限要素法について簡単に述べる。

2.2 アルミニウム単結晶の変形抵抗

単結晶の変形については、いろいろな取扱いがなされている³⁸⁾⁻⁴¹⁾が、ここでは次のような仮定のもとにアルミニウム単結晶の変形を近似的に取り扱った。

(1) 変形は、面心立方晶金属の12組のすべり系 $\{111\}\langle 110 \rangle$ でのすべり変形のみによって生じるものとする (図2-1参照)。

(2) すべり系 α でのせん断応力 $\tau^{(\alpha)}$ とせん断ひずみ $\gamma^{(\alpha)}$ の関係は、

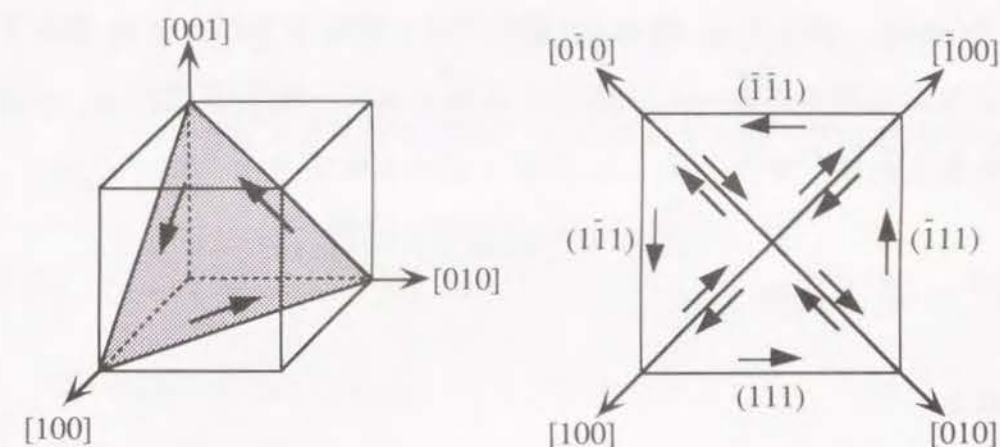
$$\tau^{(\alpha)} = k \gamma^{(\alpha)n} \quad (2.1)$$

で表されるものとする。ここで k , n は材料定数である。そして、せん断応力が0でないすべてのすべり系で同時にすべり変形が生じるものとする。

(3) 試料 (単結晶板) の巨視的なひずみは、各すべり系で生じるすべり変形から求まるひずみ成分の和とする。

(4) 変形中の結晶方位の変化はないものとして、全ひずみ理論を用いる。

いま、アルミニウム単結晶板を一軸引張りする場合を考える。図2-2に示すように、試料の座標系を (X, Y, Z) 、その中に含まれる結晶の座標系を (x, y, z) 、すべり系 α の座標系を $(\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3)$ とする。また、 X, Y, Z 軸に対



すべり面	(111)	($\bar{1}11$)	($\bar{1}\bar{1}1$)	(1 $\bar{1}\bar{1}$)
すべり方向	[0 $\bar{1}1$]	[01 $\bar{1}$]	[011]	[0 $\bar{1}\bar{1}$]
	[10 $\bar{1}$]	[101]	[$\bar{1}0\bar{1}$]	[$\bar{1}01$]
	[$\bar{1}10$]	[$\bar{1}\bar{1}0$]	[1 $\bar{1}0$]	[110]

図2-1 面心立方晶金属のすべり系

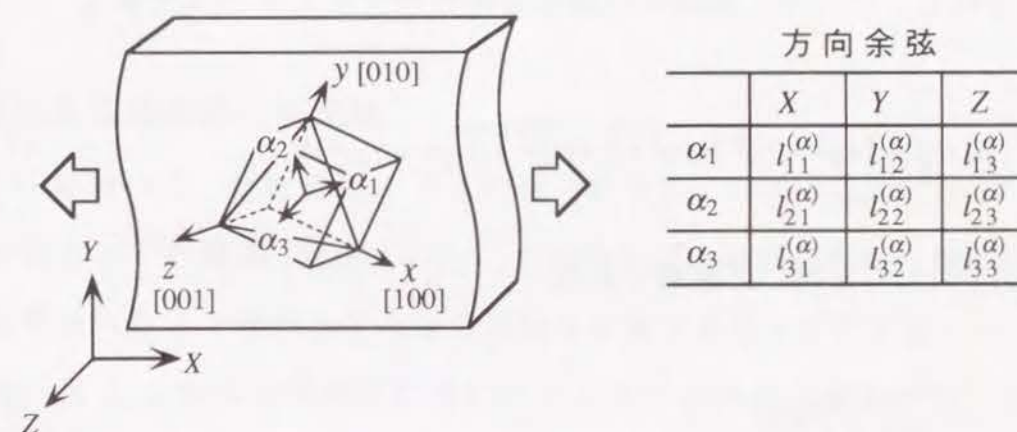


図2-2 座標軸の関係

する $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ 軸の方向余弦を図2-2のように定める。なお、すべり系 α に対して、すべり面 $\{111\}$ の法線方向を α_1 軸、すべり面上のすべり方向 $\langle 110 \rangle$ を α_2 軸、そして α_1 軸と α_2 軸の両者に直交する方向を α_3 軸とする。

このような座標系において、試料の X 軸方向に一軸引張応力 σ_X が作用する場合を考えれば、すべり系 α に作用するせん断応力 $\tau^{(\alpha)}$ は

$$\tau^{(\alpha)} = l_{11}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)} \sigma_X \quad (2.2)$$

と表される。

すべり系 α のせん断ひずみ $\gamma^{(\alpha)}$ を、試料の座標系 (X, Y, Z) へ座標変換すれば、一軸応力状態における単結晶板の巨視的なひずみ成分 $\epsilon_X, \epsilon_Y, \epsilon_Z, \gamma_{XY}, \gamma_{YZ}, \gamma_{ZX}$ を求めることができる。例えば、 X 軸方向の垂直ひずみ ϵ_X およびせん断ひずみ γ_{XY} は、12組のすべり系のひずみ成分の和として

$$\epsilon_X = \sum_{\alpha=1}^{12} l_{11}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)} \gamma^{(\alpha)} \quad (2.3)$$

$$\gamma_{XY} = \sum_{\alpha=1}^{12} (l_{11}^{(\alpha)} l_{22}^{(\alpha)} + l_{21}^{(\alpha)} l_{12}^{(\alpha)}) \gamma^{(\alpha)} \quad (2.4)$$

と表される。ここで、試料の巨視的な相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を次式で表し

$$\bar{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \{ \epsilon_X^2 + \epsilon_Y^2 + \epsilon_Z^2 + \frac{1}{2} (\gamma_{XY}^2 + \gamma_{YZ}^2 + \gamma_{ZX}^2) \}} \quad (2.5)$$

式(2.1)～(2.5)を用いて整理すれば

$$\bar{\epsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}} a \left(\frac{\sigma_X}{k} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.6)$$

となる。ただし、 a は結晶の配向のみによって定まり次のように表される。

$$a = \left\{ \left[\sum_{\alpha=1}^{12} l_{11}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)} b^{(\alpha)} \right]^2 + \left[\sum_{\alpha=1}^{12} l_{12}^{(\alpha)} l_{22}^{(\alpha)} b^{(\alpha)} \right]^2 + \left[\sum_{\alpha=1}^{12} l_{13}^{(\alpha)} l_{23}^{(\alpha)} b^{(\alpha)} \right]^2 \right. \\ \left. + \frac{1}{2} \left[\sum_{\alpha=1}^{12} (l_{11}^{(\alpha)} l_{22}^{(\alpha)} + l_{21}^{(\alpha)} l_{12}^{(\alpha)}) b^{(\alpha)} \right]^2 + \left[\sum_{\alpha=1}^{12} (l_{12}^{(\alpha)} l_{23}^{(\alpha)} + l_{22}^{(\alpha)} l_{13}^{(\alpha)}) b^{(\alpha)} \right]^2 \right. \\ \left. + \left[\sum_{\alpha=1}^{12} (l_{13}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)} + l_{23}^{(\alpha)} l_{11}^{(\alpha)}) b^{(\alpha)} \right]^2 \right\}^{\frac{1}{2}}$$

$$b^{(\alpha)} = (l_{11}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)})^{\frac{1}{n}}$$

一方、一軸引張状態を考えているから、軸方向の引張応力 σ_X を相当応力 $\bar{\sigma}$ とみなすことにすれば、式(2.6)は

$$\bar{\sigma} = k \left(\sqrt{\frac{2}{3}} a \right)^{-n} \bar{\epsilon}^n = F \bar{\epsilon}^n \quad (2.7)$$

となり、相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係は n 乗硬化式で表すことができる。式(2.7)から、単結晶板の一軸引張りにおける相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係(変形抵抗曲線)は、 a の値すなわち結晶の配向の違いによって異なることがわかる。

2.3 粗大結晶粒板の引張試験

式(2.7)において、材料定数 k と n の値(すべり系でのせん断応力 $\tau^{(\alpha)}$ とせん断ひずみ $\gamma^{(\alpha)}$ の関係 $\tau^{(\alpha)} = k \gamma^{(\alpha)n}$)がわかれば、単結晶板の一軸引張りにおける相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係を計算することができる。

そこで、 k と n の値を求めるためにアルミニウムの粗大結晶粒板を作製し、引張試験を行った。市販の軟質アルミニウム板(板厚1 mm)を用いて、ひずみ焼なまし法(引張試験により、予ひずみを2%与えたのち600℃、3時

間真空中で焼なましを行った)により粗大結晶粒を作製した。図2-3は、得られた粗大結晶粒(縦30mm, 横15mm程度)の一例を示す。

このようにして得られた粗大結晶粒板より, フライス削りによって, 試験片の平行部に粗大化した結晶粒が1個はいるような小型の一軸引張試験片(図2-3参照)を9枚作製した。そして, 各試験片の結晶の配向を背面反射ラウエ法により測定した。各試験片の結晶の配向を図2-4に示す。図中の番号は, 表2-1に示す引張試験片の番号である。

以上の方法によって作製した結晶の配向が異なる9本の試験片を用いて一軸引張試験を行った。得られた結果のうち, 引張軸方向の応力 σ_x -ひずみ ϵ_x 曲線が最大になるものと最小になるものを図2-5に示す。図から, 粗大結晶粒板の引張軸方向の応力 σ_x とひずみ ϵ_x の関係は, 結晶の配向の違いによって異なることがわかる。

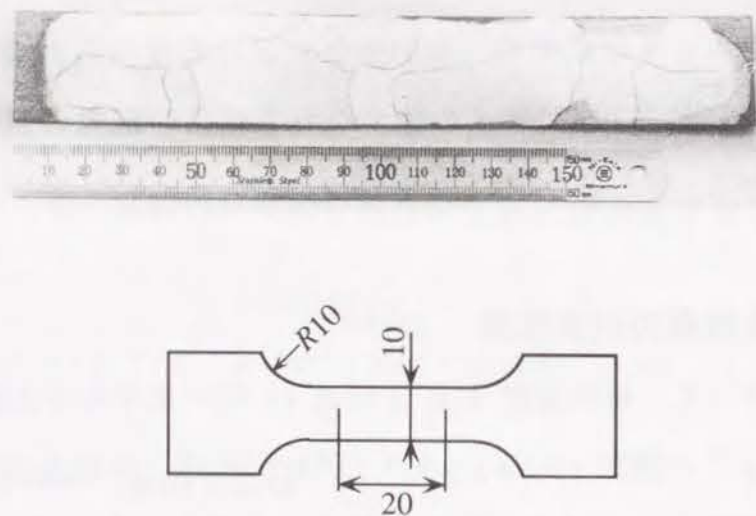


図2-3 粗大結晶粒の一例および引張試験片の形状

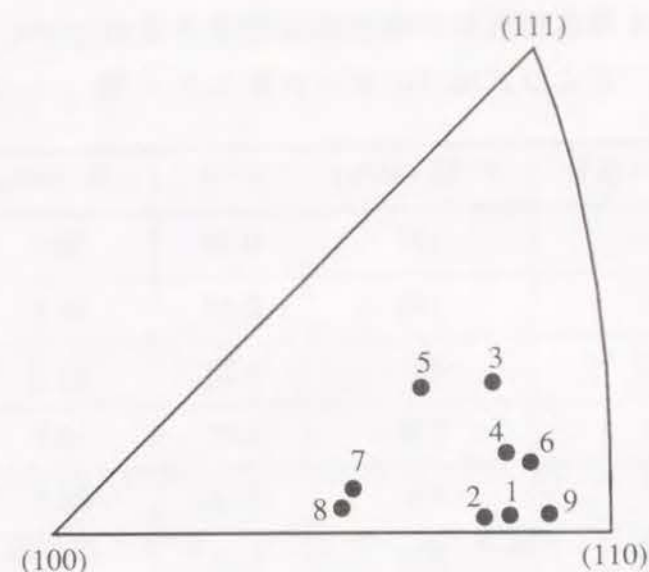


図2-4 粗大結晶粒板の結晶の配向

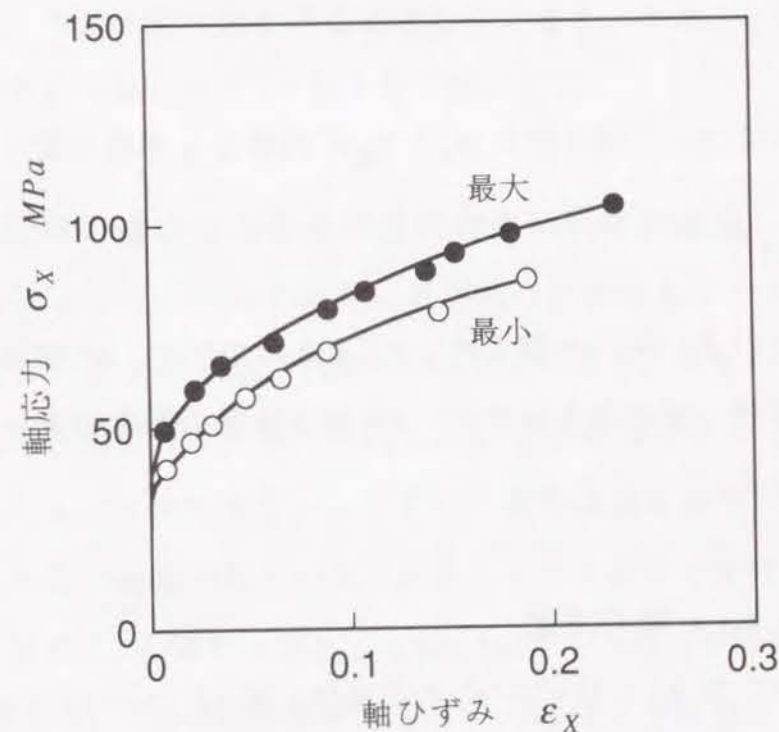


図2-5 粗大結晶粒板の一軸引張試験における軸応力 σ_x -ひずみ ϵ_x 曲線

表2-1 粗大結晶粒板の一軸引張試験から求めた F^* , n^* 値
および式(2.10)から計算した k 値

試験片番号	F^* 値 (MPa)	n^* 値	k 値 (MPa)
1	147	0.28	70.1
2	143	0.28	68.8
3	141	0.28	68.5
4	138	0.27	64.4
5	143	0.28	66.3
6	152	0.28	71.2
7	134	0.28	67.8
8	136	0.27	68.8
9	152	0.27	71.2

9本の試験片について得られた σ_X と ε_X の関係を n 乗硬化式

$$\sigma_X = F^* \varepsilon_X^{n^*} \quad (2.8)$$

で近似した場合の F^* 値, n^* 値を表2-1にまとめて示す。 n^* 値は結晶の配向にかかわらずほぼ一定の値を示すが, F^* 値は結晶の配向の違いによって異なったものとなる。

2.4 材料定数 k , n 値の決定

引張軸方向の応力 σ_X とひずみ ε_X の関係は, 式 (2.1) ~ (2.3) から

$$\sigma_X = k \left\{ \sum_{\alpha=1}^{12} l_{11}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)} (l_{11}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)})^{\frac{1}{n}} \right\}^{-n} \varepsilon_X^n \quad (2.9)$$

と表される。式 (2.9) と粗大結晶粒板の引張試験から得られた実験的な関係 (式 (2.8)) を比較すると

$$n = n^*$$

$$k = F^* \left\{ \sum_{\alpha=1}^{12} l_{11}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)} (l_{11}^{(\alpha)} l_{21}^{(\alpha)})^{\frac{1}{n}} \right\}^n \quad (2.10)$$

が得られる。式 (2.10) において, 方向余弦 $l_{11}^{(\alpha)}$, $l_{21}^{(\alpha)}$ はすでに背面反射ラウエ法によって測定されている。また, F^* , n^* も表2-1に示すように一軸引張試験より得られている。したがって, 式 (2.10) を用いることにより, 式 (2.1) に含まれている材料定数 k , n の値を求めることができる。

粗大結晶粒板の引張試験より得られた F^* 値, n^* 値を用いて, 式 (2.10) から求めた k 値を表2-1に示す。表2-1より, k 値は約64~71MPaの範囲に存在しており, ほぼ一定の値とみなすことができる。また, n 値は粗大結晶粒板の引張試験から得られた n^* 値と同じ値になる。

2.5 結晶の配向の違いによる単結晶板の変形抵抗の差異

以上の方法によって, アルミニウム単結晶の材料定数 k 値および n 値が決定された。したがって, 式(2.7)を用いることにより, 任意の結晶の配向を持つ単結晶板の一軸引張りにおける相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ の関係(変形抵抗)を計算することができる。ここでは, 変形抵抗を表す尺度として F 値に注目し, この値が結晶の配向の違いによってどのように変化するかを計算してみた。計算では, k 値と n 値として表2-1に示した値の平均値 $k=68\text{MPa}$, $n=0.28$ を使用した。図2-6に計算結果を示す。図は, 単結晶板の引張軸方向 (X 軸方向) を $\langle 100 \rangle$ 標準ステレオ三角形上に示したものであり, 試料の幅方向 (Y 軸方向) が結晶軸の $y=0$ (結晶の $[010]$ を y 軸とする) の平面上にあ

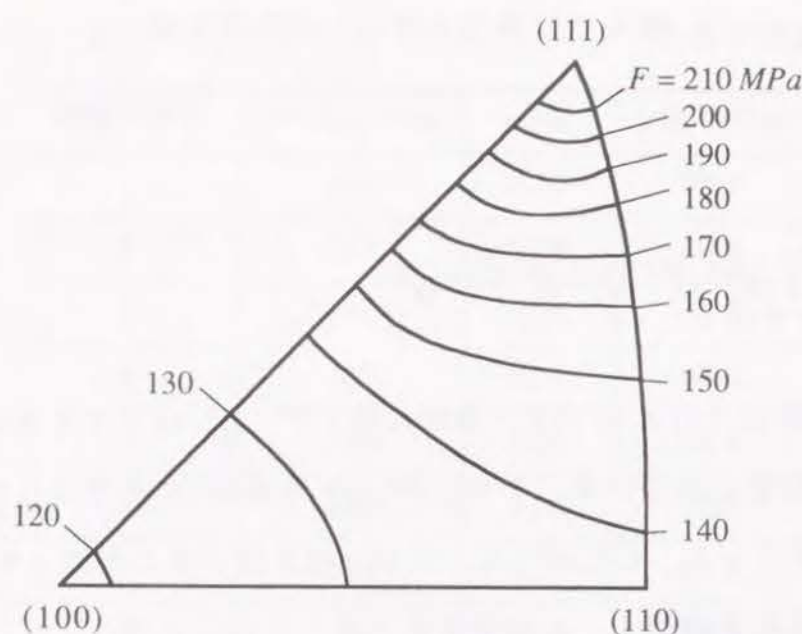


図2-6 結晶の配向の違いによる F 値の変化

るものとして F 値を計算したものである。図 2-6 より、 F 値は結晶の配向の違いによって大きく異なることがわかる。結晶の $\langle 100 \rangle$ 方向に引張軸を一致させた場合の F 値は約 120 MPa であり、また $\langle 111 \rangle$ 方向に一致させた場合には約 210 MPa となっている。

2.6 剛塑性有限要素法

以上の検討結果より、単結晶の変形挙動は結晶の配向の違いによって異なることがわかった。そして、単結晶の一軸引張りにおける相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係は、 n 乗硬化式 ($\bar{\sigma} = F \bar{\epsilon}^n$) で近似することができ、結晶の配向の違いによる変形抵抗の差異は、 F 値の差異として表すことができた。したがって、多結晶金属材料を結晶粒ごとに変形抵抗の異なる不均質なモデルで表現し、その変形状況を調べれば、内部の結晶粒の変形の不均一さおよ

びそれによって生じる表面あれの発達挙動をシミュレートすることができると考えられる。このような不均質材料の変形をシミュレートする方法として、剛塑性有限要素法を使用した。本節では、使用した剛塑性有限要素法の概略を述べる。

2.6.1 多孔質体の塑性理論を用いた剛塑性有限要素法

本研究では、多孔質体の塑性理論式⁴²⁾を用いた剛塑性有限要素法^{43), 44)}をもとにして、森ら^{45), 46)}が提案した方法を使用した。

多孔質体の塑性理論式では、降伏条件式は次のように表される。

$$(\rho^N \bar{\sigma})^2 = \frac{1}{2} \{ (\sigma_X - \sigma_Y)^2 + (\sigma_X - \sigma_Z)^2 + (\sigma_Y - \sigma_Z)^2 + 6(\tau_{XY}^2 + \tau_{XZ}^2 + \tau_{YZ}^2) \} + \frac{\sigma_m^2}{f^2} \quad (2.11)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_X + \sigma_Y + \sigma_Z) \quad (2.12)$$

$$f = \frac{1}{a(1-\rho)^b} \quad (2.13)$$

ここで、 ρ は多孔質体の密度とその同一材料の溶製材の密度の比 (相対密度) であり、 N, a, b は材料定数である。

式(2.11)において、 $\rho = 1$ の場合すなわち真密度材の場合には、Mises の降伏条件に一致する。また、この式では、多孔質体の変形における密度変化が考慮されているため、応力とひずみ速度の関係式が得られる。たとえば、

$$\sigma_X = \rho^{2N-1} \frac{\bar{\sigma}}{\bar{\epsilon}} \left\{ \frac{2}{3} \dot{\epsilon}_X + \left(f^2 - \frac{2}{9} \right) \dot{\epsilon}_V \right\} \quad (2.14)$$

$$\tau_{XY} = \frac{1}{3} \rho^{2N-1} \frac{\bar{\sigma}}{\bar{\epsilon}} \dot{\gamma}_{XY} \quad (2.15)$$

$$\dot{\epsilon}_V = \dot{\epsilon}_X + \dot{\epsilon}_Y + \dot{\epsilon}_Z \quad (2.16)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$ は相当ひずみ速度であり、次式

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}^2 = & \rho^{2N-2} \left[\frac{2}{9} \{ (\dot{\epsilon}_X - \dot{\epsilon}_Y)^2 + (\dot{\epsilon}_Y - \dot{\epsilon}_Z)^2 + (\dot{\epsilon}_Z - \dot{\epsilon}_X)^2 \right. \\ & \left. + \frac{3}{2} (\dot{\gamma}_{XY}^2 + \dot{\gamma}_{YZ}^2 + \dot{\gamma}_{ZX}^2) \right] + (f\dot{\epsilon}_V)^2 \end{aligned} \quad (2.17)$$

によって与えられる。

式(2.11)を利用して、森ら^{45), 46)}はわずかな体積変化を許す材料を考え、次式のような多孔質体の降伏条件式を簡略した形の降伏条件式を提案している。

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}^2 = & \frac{1}{2} \{ (\sigma_X - \sigma_Y)^2 + (\sigma_Y - \sigma_Z)^2 + (\sigma_Z - \sigma_X)^2 \\ & + 6(\tau_{XY}^2 + \tau_{YZ}^2 + \tau_{ZX}^2) \} + g\sigma_m^2 \end{aligned} \quad (2.18)$$

ここで、 g は小さな正の定数である。この降伏条件を使用すると、応力とひずみ速度の関係および相当ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は次のよう表される。

$$\sigma_X = \frac{\bar{\sigma}}{\dot{\epsilon}} \left\{ \frac{2}{3} \dot{\epsilon}_X + \left(\frac{1}{g} - \frac{2}{9} \right) \dot{\epsilon}_V \right\} \quad (2.19)$$

$$\tau_{XY} = \frac{1}{3} \frac{\bar{\sigma}}{\dot{\epsilon}} \dot{\gamma}_{XY} \quad (2.20)$$

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}^2 = & \frac{2}{9} \{ (\dot{\epsilon}_X - \dot{\epsilon}_Y)^2 + (\dot{\epsilon}_Y - \dot{\epsilon}_Z)^2 + (\dot{\epsilon}_Z - \dot{\epsilon}_X)^2 \\ & + \frac{3}{2} (\dot{\gamma}_{XY}^2 + \dot{\gamma}_{YZ}^2 + \dot{\gamma}_{ZX}^2) \} + \frac{\dot{\epsilon}_V^2}{g} \end{aligned} \quad (2.21)$$

体積 V 、表面積 S を持つ剛塑性体が、表面の一部 S_T 上で外力 \bar{T}_i を、残りの表面 S_v 上で変形拘束を受け、物体の全領域が塑性変形している場合を考える。物体内の変位速度 \dot{u}_i と式(2.18) で定義される相当応力 $\bar{\sigma}$ および式(2.21) による相当ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ を用いると、汎関数

$$\Phi = \int_V \bar{\sigma} \dot{\epsilon} dV - \int_{S_T} \bar{T}_i \dot{u}_i dS \quad (2.22)$$

は、速度場が正解のときに最小になる。ただし、物体力は無視する。

板材成形におけるくびれ現象や不均質な材料の変形を取り扱う場合、その変形状態は材料の加工硬化特性の影響を大きく受ける。式(2.22)の Φ の最小化によって得られる解は、微小変形理論に基づいたものであるため、変形区間の変形抵抗の増加や形状の変化などは考慮されていない。したがって、不均質な材料のように物体内の変形抵抗が異なる場合には、変形抵抗が小さい要素に変形が集中することになり精度のよい解が得られない⁴⁷⁾。

ここでは変形区間の微小時間内では、節点速度は変化しないものとし、便宜的に変形抵抗の変化を考慮して、次の増分汎関数を最小化することによって解を求めた⁴⁸⁾。ただし、変形区間における形状変化は無視し変形前のものを使用した。

$$\Phi = \int_V \left(\bar{\sigma} \Delta \bar{\epsilon} + \frac{1}{2} H \Delta \bar{\epsilon}^2 \right) dV - \int_{S_T} \bar{T}_i \Delta x_i dS \quad (2.23)$$

ここで、 $\Delta \bar{\epsilon}$ 、 Δx_i は、相当ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ 、節点速度 \dot{u}_i に微小時間 Δt を掛けただけのものである。 H は相当応力-相当ひずみ曲線の接線の傾きである(図2-7参照)。

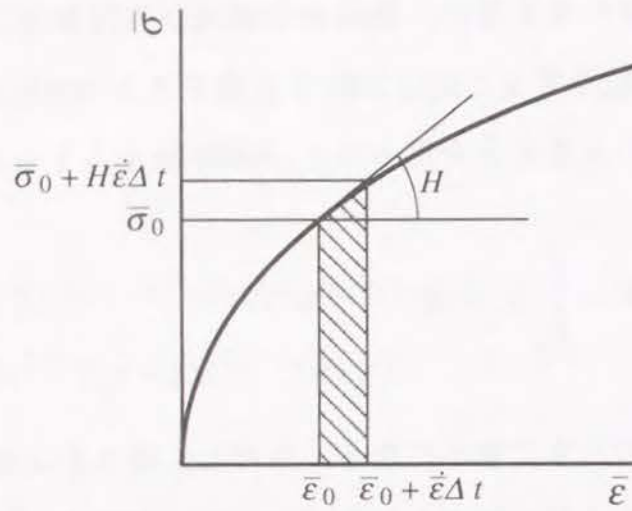


図2-7 変形区間における相当応力の近似

2.6.2 シミュレーションに使用した要素

一般に塑性変形では、素材は三次元変形を生じる。しかし、有限要素法を使用して三次元変形をシミュレートする場合には、変数の数が膨大なものとなり現時点では計算機の処理速度や記憶容量の点で困難が多い。そこで、次のような2種類の要素を用いて、素材の変形を二次元または単純化した擬三次元変形⁴⁹⁾として計算を行った。

(A) 4節点四角形要素

平面ひずみ変形のシミュレーションには、図2-8に示すような四角形要素を使用した。図に示すように各節点に節点番号(1~4)を与え、要素内で-1から1の値をとる座標系 \$\xi\$-\$\eta\$ を考えれば、この要素内での \$X\$ 軸方向速度成分 \$\dot{u}_X\$、\$Y\$ 軸方向速度成分 \$\dot{u}_Y\$ は次のように表される。

$$\begin{aligned}\dot{u}_X &= \frac{1}{4} \{ (1-\xi)(1-\eta)\dot{u}_X^1 + (1+\xi)(1-\eta)\dot{u}_X^2 + (1+\xi)(1+\eta)\dot{u}_X^3 + (1-\xi)(1+\eta)\dot{u}_X^4 \} \\ \dot{u}_Y &= \frac{1}{4} \{ (1-\xi)(1-\eta)\dot{u}_Y^1 + (1+\xi)(1-\eta)\dot{u}_Y^2 + (1+\xi)(1+\eta)\dot{u}_Y^3 + (1-\xi)(1+\eta)\dot{u}_Y^4 \} \end{aligned} \quad (2.24)$$

ここで、\$\dot{u}_X^n\$、\$\dot{u}_Y^n\$ (\$n=1\sim4\$)は、それぞれ節点 \$n\$ における \$X\$ 軸方向、\$Y\$ 軸方向の速度成分である。これをマトリクス表示すると以下ようになる。

$$\begin{Bmatrix} \dot{u}_X \\ \dot{u}_Y \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} N_1 & 0 & N_2 & 0 & N_3 & 0 & N_4 & 0 \\ 0 & N_1 & 0 & N_2 & 0 & N_3 & 0 & N_4 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \dot{u}_X^1 \\ \dot{u}_Y^1 \\ \dot{u}_X^2 \\ \dot{u}_Y^2 \\ \dot{u}_X^3 \\ \dot{u}_Y^3 \\ \dot{u}_X^4 \\ \dot{u}_Y^4 \end{Bmatrix} \quad (2.25)$$

$$\begin{aligned}N_1 &= \frac{1}{4}(1-\xi)(1-\eta), & N_2 &= \frac{1}{4}(1+\xi)(1-\eta) \\ N_3 &= \frac{1}{4}(1+\xi)(1+\eta), & N_4 &= \frac{1}{4}(1-\xi)(1+\eta)\end{aligned}$$

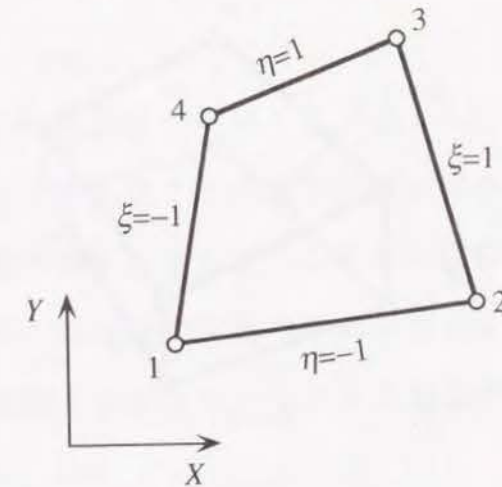


図2-8 4節点四角形要素

式(2.24)より、この要素内のひずみ速度は、節点速度の関数として次のように表される。

$$\begin{Bmatrix} \dot{\epsilon}_X \\ \dot{\epsilon}_Y \\ \dot{\gamma}_{XY} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial N_1}{\partial X} & 0 & \frac{\partial N_2}{\partial X} & 0 & \frac{\partial N_3}{\partial X} & 0 & \frac{\partial N_4}{\partial X} & 0 \\ 0 & \frac{\partial N_1}{\partial Y} & 0 & \frac{\partial N_2}{\partial Y} & 0 & \frac{\partial N_3}{\partial Y} & 0 & \frac{\partial N_4}{\partial Y} \\ \frac{\partial N_1}{\partial Y} & \frac{\partial N_1}{\partial X} & \frac{\partial N_2}{\partial Y} & \frac{\partial N_2}{\partial X} & \frac{\partial N_3}{\partial Y} & \frac{\partial N_3}{\partial X} & \frac{\partial N_4}{\partial Y} & \frac{\partial N_4}{\partial X} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \dot{u}_X^1 \\ \dot{u}_Y^1 \\ \dot{u}_X^2 \\ \dot{u}_Y^2 \\ \dot{u}_X^3 \\ \dot{u}_Y^3 \\ \dot{u}_X^4 \\ \dot{u}_Y^4 \end{Bmatrix} \quad (2.26)$$

(B) 単純化した擬三次元要素

板材の二軸引張り変形を取り扱うために、図2-9に示すような単純化した擬三次元要素を使用した⁴⁹⁾。この要素では、要素内のX方向速度成分 \dot{u}_X およびY方向速度成分 \dot{u}_Y は式(2.24)で表され、Z軸方向には変化しないも

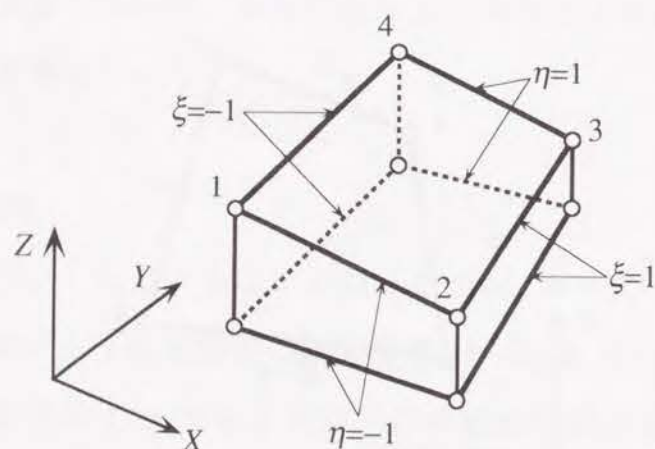


図2-9 単純化した三次元要素

のとしている。また、Z軸方向速度成分 \dot{u}_Z は、Z軸方向に線形に分布していると仮定しており

$$\dot{u}_Z = \frac{1}{4} \left\{ (1-\xi)(1-\eta) \frac{Z}{Z^1} \dot{u}_Z^1 + (1+\xi)(1-\eta) \frac{Z}{Z^2} \dot{u}_Z^2 + (1+\xi)(1+\eta) \frac{Z}{Z^3} \dot{u}_Z^3 + (1-\xi)(1+\eta) \frac{Z}{Z^4} \dot{u}_Z^4 \right\} \quad (2.27)$$

と表される。ここで、 Z^n は節点 n でのZ座標、 \dot{u}_Z^n は節点 n でのZ軸方向速度成分である。

2.7 結言

本章では、塑性変形の進行に伴う表面あれの発達状況を把握するための材料モデルを構築するために、アルミニウム単結晶板の変形抵抗に対する結晶の配向の影響を検討した。得られた結果は次のようである。

- 1) 単結晶板の一軸引張りにおける相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係は、 n 乗硬式 ($\bar{\sigma} = F \bar{\epsilon}^n$) で表すことができる。
- 2) n 値は結晶の配向にかかわらず一定であるが、 F 値は結晶の配向によって異なったものとなる。結晶の $\langle 100 \rangle$ 方向に引張軸を一致させた場合の F 値は約 120 MPa であり、また $\langle 111 \rangle$ 方向に一致させた場合には約 210 MPa となった。
- 3) したがって、この単結晶の配向の違いによる F 値の差異を利用すれば、多結晶金属材料を結晶粒ごとに变形抵抗が異なる不均質なモデルで表現することが可能である。そして、この不均質な材料モデルの変形状況を調べれば、内部の結晶粒の変形の不均一さおよびそれによって生じる表面あれの発達挙動をシミュレートすることができると考えられる。

第3章 平面ひずみ引張変形における表面粗さの発達

3.1 緒言

板材の表面あれの発達状況を検討する場合には、材料内部の結晶粒の変形挙動を明らかにすることが重要である。このためには、板厚方向に多数の要素分割をすることが必要になる。しかし、板厚方向に多数の要素を含む三次元モデルを採用すると計算が困難となる。そこで、まず本章では、板幅方向に変形がない平面ひずみ変形を取り扱うことにした。変形様式を平面ひずみ変形に限定することは、材料内の結晶粒の変形状態や表面あれの発達状況を二次元的に取り扱うことに対応する。以下では、アルミニウム薄板および箔のような極薄板の平面ひずみ引張変形を対象にして、表面あれのシミュレーションを行った。そして、変形に伴う表面あれの発達状況およびこれに対する内部結晶粒の影響を検討した。また、表面あれが局部くびれへと進展していく状況を調べ、板材の成形限界に対する板厚および結晶粒径の影響についても検討した^{50),51)}。

3.2 材料モデルおよび計算条件

図3-1に、シミュレーションに用いた材料モデルの一例(板厚方向に含まれる結晶粒の個数が7個の場合)を示す。一般に、金属材料内に含まれる結晶粒の大きさや形状は不規則なものであるが、ここでは、個々の結晶粒を1辺 d ($20\mu m$)の正方形で近似し、これが規則正しく配列している場合を考えた。

材料モデルの板厚方向(X 軸方向)に含まれる結晶粒の個数は、必要に応じて1~15個の範囲で変化させたが、引張軸方向(Y 軸方向)の結晶粒の個数はすべての場合10個とした。

また、個々の結晶粒の変形抵抗は、次のようにして与えた。すなわち、各

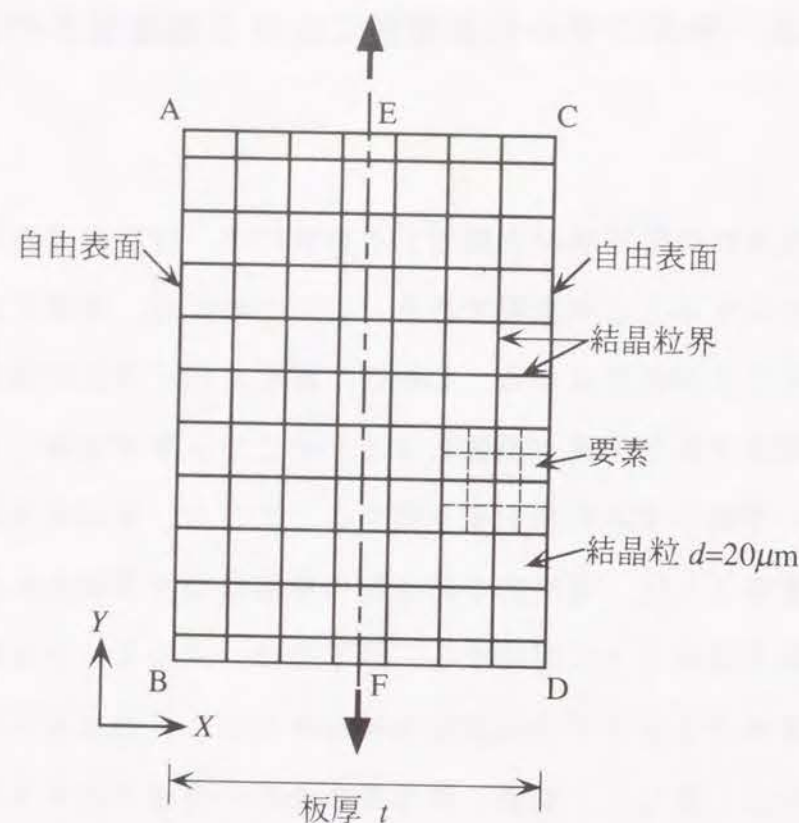


図3-1 計算に用いた板材モデルの一例
($t/d=7$ の場合)

結晶粒に任意の配向を与え(試料の座標軸と結晶軸の方向余弦を乱数を発生させることによりランダムに変化させた), 式(2.7)から得られる相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係をそれぞれ各結晶粒の変形抵抗とした。このようにすれば, 式(2.7)の a の値が各結晶粒ごとに異なることになる。したがって, 各結晶粒の F 値がランダムに変化することになる。

このようにして求めた F 値の分布 ($120\text{MPa} \sim 217\text{MPa}$) の一例を図3-2に示す。これは, 板厚方向に結晶粒が13個含まれる場合(図3-2の板厚中心および上下端部の結晶粒は図3-1に示すように1/2個の結晶粒に対応する)であるが, このような F 値を持つ結晶粒が板厚の中心軸に対して対称に分布

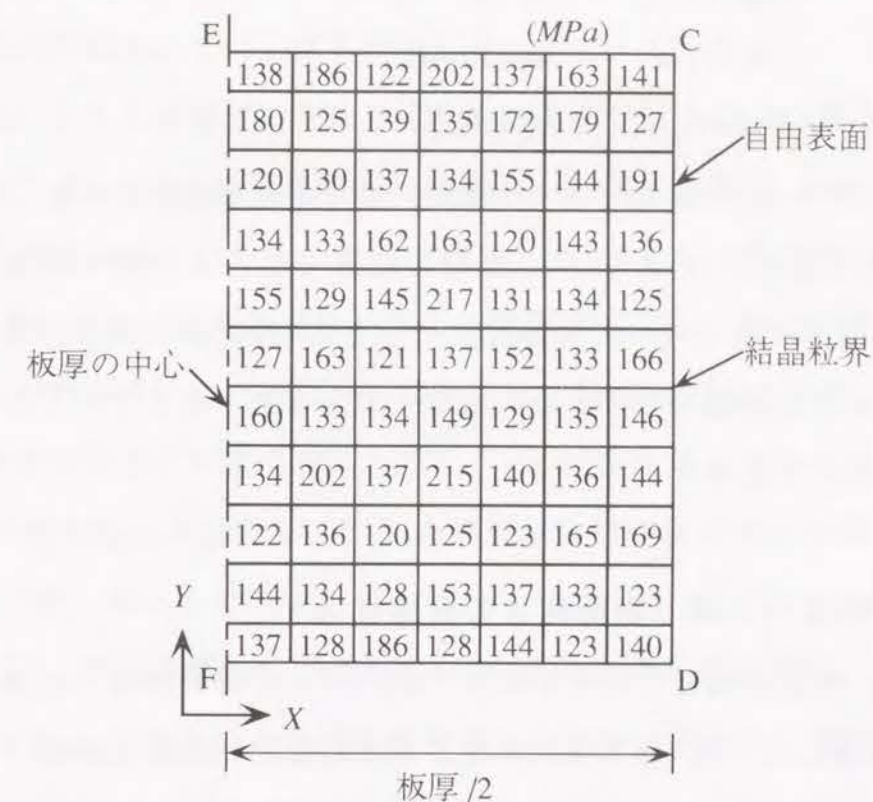


図3-2 結晶粒の F 値(変形抵抗)の分布の一例
($t/d=13$ の場合)

するものとした。このような板材モデルに Y 軸方向の平面ひずみ引張変形(紙面に垂直の変形が0)を与え, 自由表面CDにどのような凹凸が生じるかを計算した。ただし, 結晶粒界は変形に影響を及ぼさないものとし, また結晶方位は変化しないものとした。

計算は, 板厚の中心軸に対する対称性から, 板厚の1/2の部分(図3-1のEFDC)についてのみ行った。計算に使用した要素は, 図3-1に示す材料モデルの各結晶粒をさらに4分割したものである。この要素には, 4節点四角形要素を用いた。

また, 一段階の計算における境界条件は, 図3-1において

FD上	\dot{u}_X : Free,	$\dot{u}_Y = 0$
EC上	\dot{u}_X : Free,	\dot{u}_Y : Const.
EF上	$\dot{u}_X = 0$,	\dot{u}_Y : Free

である。ここで \dot{u}_X , \dot{u}_Y はそれぞれ X , Y 軸方向速度成分である。なお、EC上の Y 軸方向速度成分 \dot{u}_Y は、一段階の計算で生じる材料モデルの $\Delta \epsilon_Y$ が 0.01 となるようにした (一段階の計算で生じる $\Delta \epsilon_Y$ を 0.005 とした場合と $\Delta \epsilon_Y$ を 0.01 とした場合の計算結果は同一であった。そこで、ここでは $\Delta \epsilon_Y$ を 0.01 とし計算を行った)。

3.3 変形の進行に伴う表面粗さの発達状況

図3-3は、変形の進行に伴う板表面の凹凸および材料内部の結晶粒の変形の様子を計算した一例 (板厚方向に含まれる結晶粒の個数 $t/d=13$ の場合) である。図3-3より、個々の結晶粒は変形抵抗の違いによって不均一な変形を

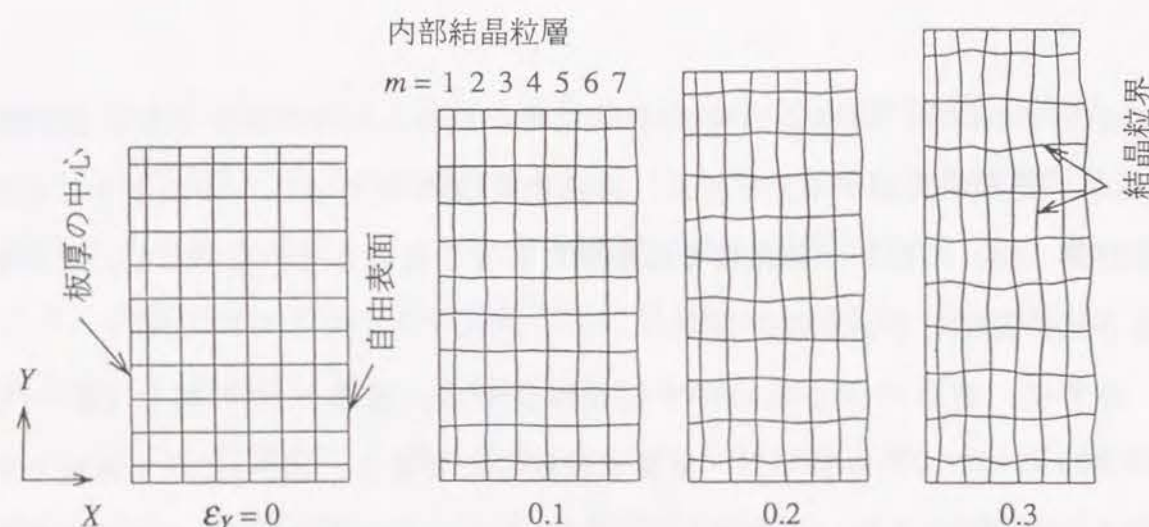


図3-3 変形の進行に伴う板表面の凹凸の形成および材料内部の結晶粒の変形状態

していることがわかる。また、結晶粒の変形の不均一さによって、板の自由表面に凹凸が形成されていく様子がわかる。

いま、このような板表面に生じる凹凸の差を表面粗さ R_{max} (最大高さ) で表すことにする。図3-4は、板厚内に含まれる結晶粒の個数 (t/d) を変えて表面粗さの発達状況を計算した結果である。図3-4より、表面粗さ R_{max} は t/d の値にかかわらず変形の進行に伴って単調に増大し、あるひずみから急増することがわかる。この表面あれの急増は、後述 (3.5.2項参照) するように局部くびれの発生に対応する。ただし、 t/d が異なると計算モデルにおける結晶粒の変形抵抗の分布がいくぶん異なるので、表面粗さの発達状況は t/d によって多少異なっている。

図3-4において、表面あれが急増する以前のひずみ範囲では、表面粗さ R_{max} とひずみ ϵ_Y の関係は、ほぼ直線とみなすことができる。また、計算で

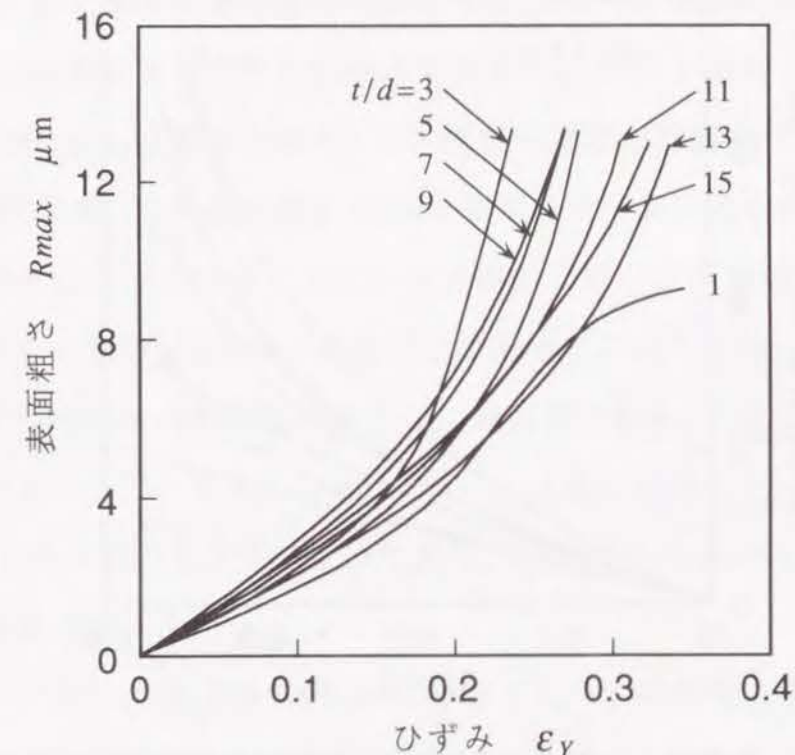


図3-4 表面粗さ R_{max} の発達に対する板厚と結晶粒径の比 t/d の影響

は結晶粒径を $d=20\mu\text{m}$ 一定としたが、計算で得られた表面粗さ R_{max} と結晶粒径に関しては相似則が成り立つため、表面粗さ R_{max} は結晶粒径に比例して大きくなる。これらの結果は、従来の実験結果と同じ傾向である。

図3-1に示した材料モデルの各結晶粒に異なった F 値の分布を与えて計算を行った場合にも、図3-4と同様の結果が得られた。したがって、材料内部の個々の結晶粒の変形抵抗が異なるといった不均質な材料モデルを使用すれば、表面あれの発達状況を解析的に取り扱うことができる。

3.4 表面粗さと材料内部の結晶粒の変形の関係

図3-3に示したように、材料内部の結晶粒の各層 ($m=1\sim6$) にも板表面と同様に凹凸が形成されていく。表面粗さ R_{max} の発達に対する材料内部の結晶粒の影響を検討するために、結晶粒の各層 ($m=1\sim6$) に生じる凹凸の変化

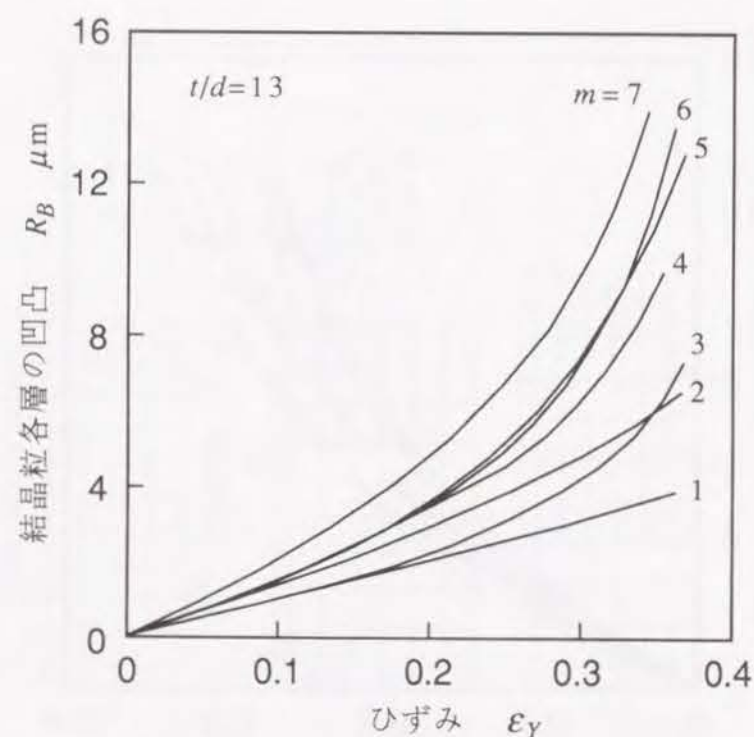


図3-5 板表面($m=7$)および材料内部の結晶粒各層($m=1\sim6$)における凹凸の発達状況

を調べた。この結晶粒の各層に生じる凹凸の差を R_B とし、引張軸方向のひずみ ε_Y に対してプロットすると図3-5のようになる。図3-5から、結晶粒の各層の凹凸は、変形の進行に伴って単調に増大していくことがわかる。また、表面粗さ R_{max} は、結晶粒の各層の凹凸が中心層 ($m=1$) から表面層 ($m=7$) に向って累積されたものではないことがわかる。例えば、2層目と3層目とでは凹凸の高さが逆になってる。また、5層目と6層目とでは両者の間にはほとんど差が見られない。このことから、表面粗さ R_{max} に対しては表面層の結晶粒の不均一変形が支配的であると考えられる。

そこで、図3-2に示した材料モデルの板厚の中心から λ 層 ($\lambda=1\sim6$) までの範囲の結晶粒に一定の F 値を与え、すなわち内部層は均質な材料として計算を行い、表面粗さ R_{max} に及ぼす内部層の影響を調べた。なお、一定の F 値としては、単結晶板の一軸引張りから得られた F 値の最大値 210MPa と最小値 120MPa の平均値 $F=165\text{MPa}$ を使用した(図2-6参照)。

一定の F 値を与えた結晶粒層の数 λ を変化させた場合の表面粗さの発達状況を図3-6に示す。また、引張軸方向ひずみ $\varepsilon_Y=0.1$ における粗さ増加割合 α (図3-6の $R_{\text{max}}-\varepsilon_Y$ 線図の傾き) と F 値を一定とした結晶粒層の数 λ の関係を図3-7に示す。これらの図より $\lambda=3$ を境にして表面粗さの発達状況に差が生じていることがわかる。 $\lambda \leq 3$ の範囲内では、粗さ増加割合 α は F 値を変化させない場合 ($\lambda=0$) とほぼ同じである。このことは、板厚中心から3層目までの内部層の結晶粒の変形は、表面粗さ R_{max} に対してほとんど影響を及ぼさないことを示している。しかし、 $\lambda \geq 4$ になると、粗さ増加割合 α が $\lambda=0$ の場合よりも小さくなっており、表面粗さ R_{max} に対して内部層の結晶粒の影響が現れる。

以上のことから、表面粗さ R_{max} に影響を及ぼす結晶粒の層は、表面から3~4層程度までであると推測される。この結果は、アルミニウム薄板を対象にした河合ら²²⁾の実験結果とほぼ一致している。

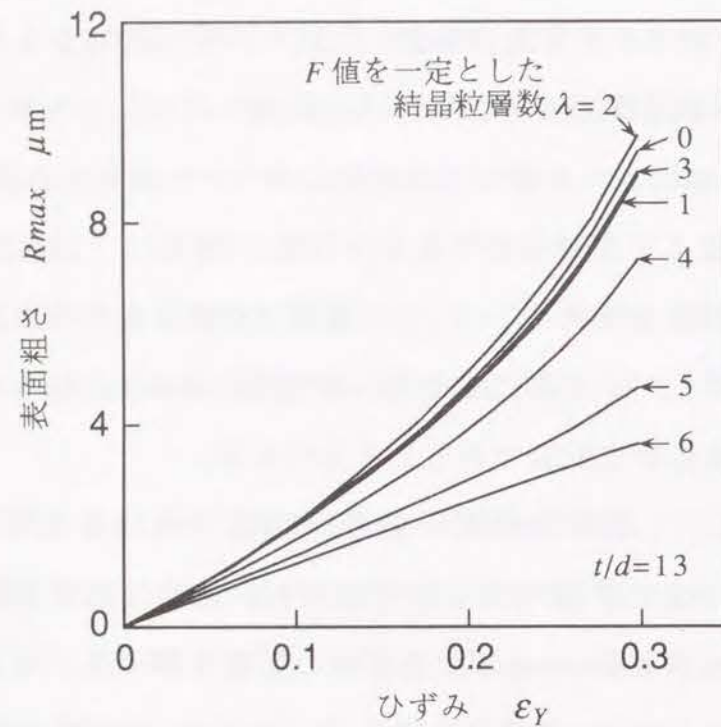


図3-6 表面粗さ R_{max} の発達に対する材料内部層の影響

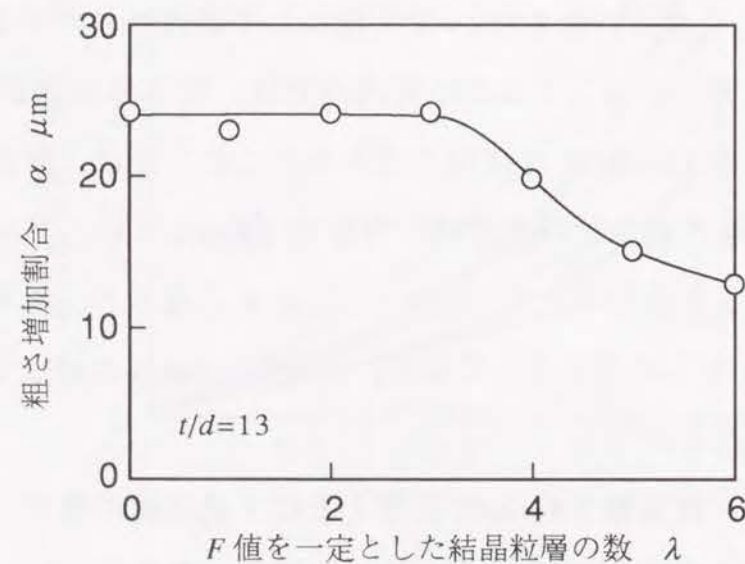


図3-7 粗さ増加割合 α と F 値を一定とした結晶粒層の数 λ の関係

3.5 成形限界に対する表面あれの影響

3.5.1 表面あれによる板厚の不均一さの進展

以上のような表面粗さ R_{max} は、見方をかえれば板厚に厚い部分と薄い部分といった板厚の不均一さが生じることを意味している。そこで、図3-8に示すように板表面に生じる凹凸のうち板厚が最も厚い部分(凸部)を t_A 、最も薄い部分(凹部)を t_B とし、また板の両表面に同じ大きさの表面粗さ R_{max} が生じるものと仮定して、板厚の不均一さを次式で表すことにした。

$$f_R = \frac{t_B}{t_A} = \frac{(t_A - 2R_{max})}{t_A} \quad (3.1)$$

図3-9は、この f_R を用いて図3-4に示した表面粗さの発達状況を板厚の不均一さに書き直したものである。図3-9より、板厚の不均一さ f_R は変形の進行に伴って減少していくことがわかる (f_R が小さくなることは、板厚の不均一さが顕著になることである)。また、板厚の不均一さ f_R の進展状況は、 t/d が小さいものほど激しいことがわかる。このような傾向は、山口らの実験結果⁸⁾⁻¹⁰⁾と同じであり、板厚が薄くなると板厚の不均一さ f_R に対する表面粗さの影響が顕著になることを示している。

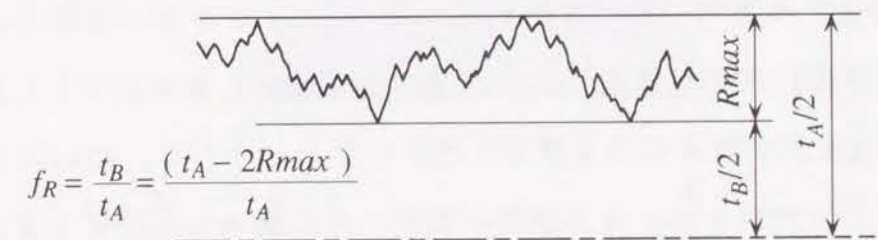


図3-8 表面あれによる板厚の不均一さ f_R の説明図

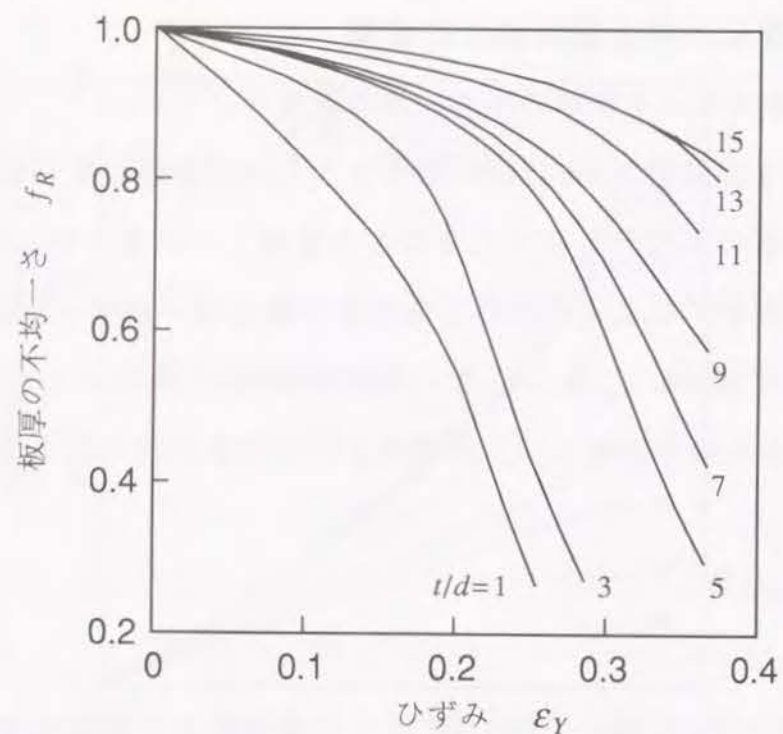


図3-9 変形に伴う板厚の不均一さ f_R の進展状況

3.5.2 変形の進行に伴うひずみ集中の進展状況

変形の進行に伴って板厚の不均一さが激しくなると、板厚が最も薄い部分に変形が集中し、この部分が局部くびれへと進展することが予想される。

図3-10と図3-11は、このようなひずみ集中の進展状況を $t/d=13$ および 3 の場合について計算した例である。図では、一段の計算における各要素の相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}_E$ と板材モデル全体の巨視的な相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}$ の比 $\Delta\bar{\epsilon}_E/\Delta\bar{\epsilon}$ で、ひずみ集中の程度を表した。変形 (ϵ_Y) が小さい段階では、板材モデルが全体的に変形し表面凹凸の程度も小さいが、変形がさらに進行すると白い部分 (変形が僅少になる要素) が多くなる。そして、ついには白い部分と黒い部分に大別され、変形が黒い部分のみに集中して局部くびれが形成されていく様子がわかる。また、 t/d が小さい場合のほうが、局部くびれ発生時期が早くなる。

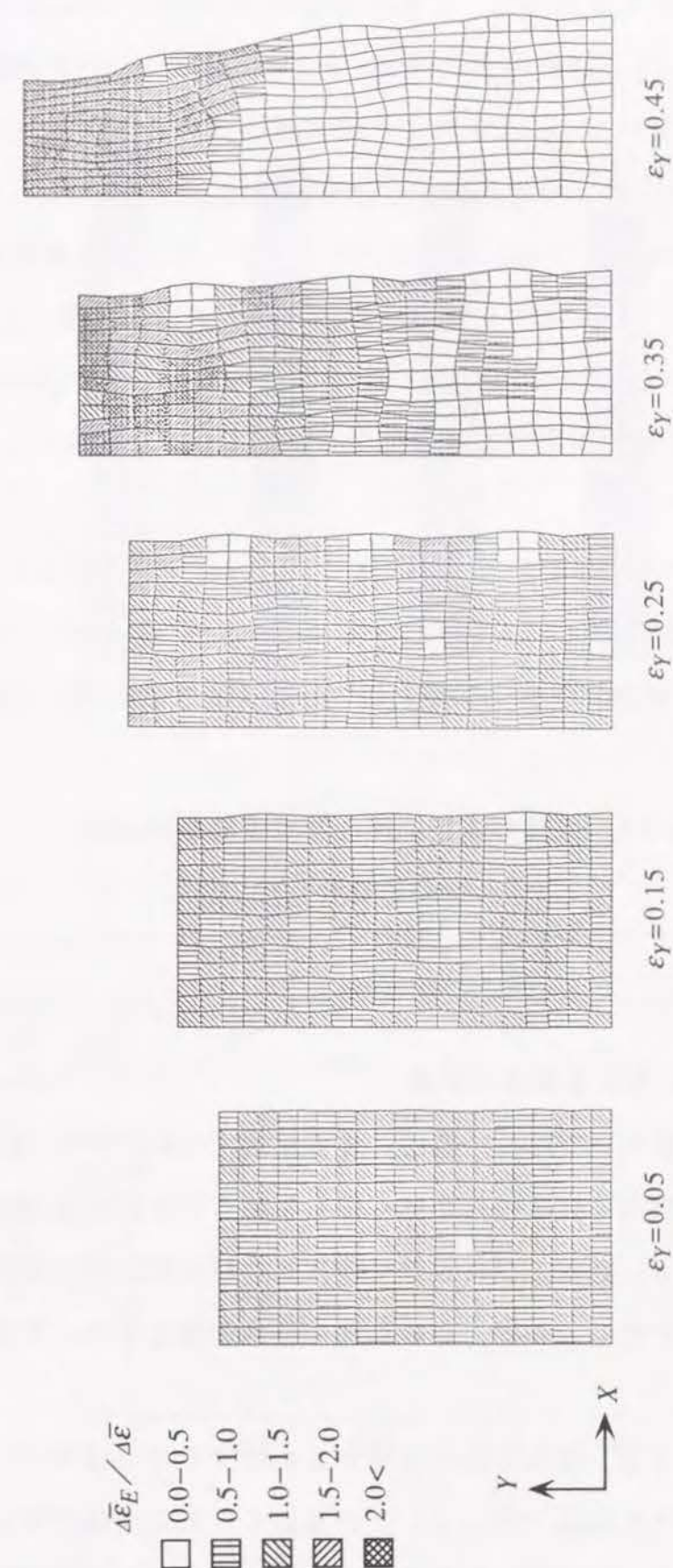


図3-10 変形の進行に伴うひずみ集中の進展
($t/d=13$ の場合)

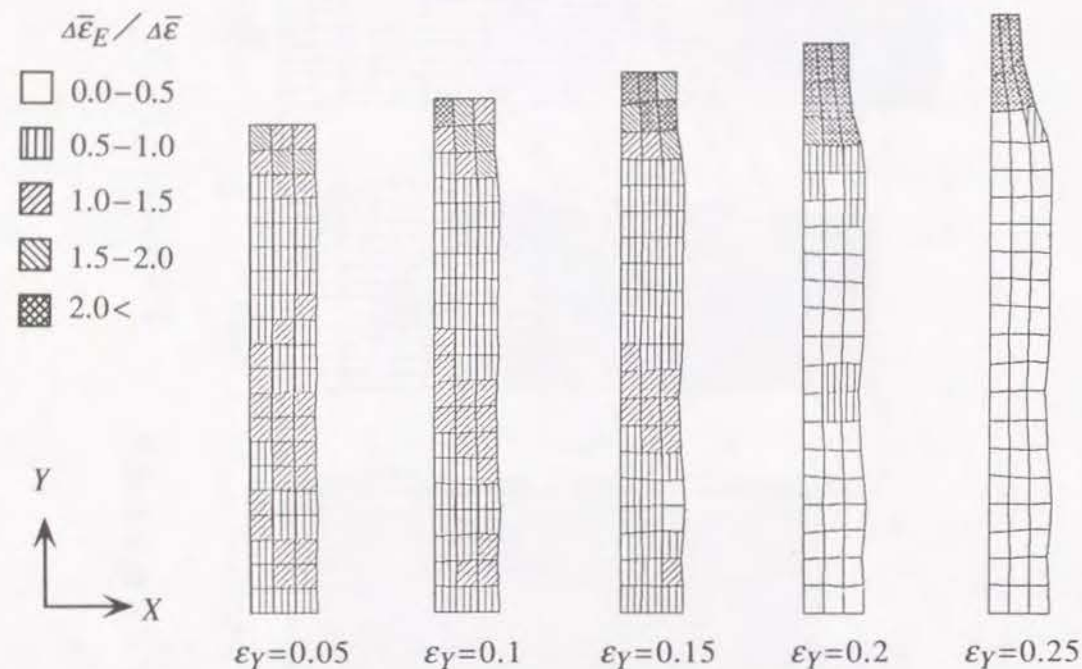


図3-11 変形の進行に伴うひずみ集中の進展
($t/d=3$ の場合)

3.5.3 成形限界に対する板厚の影響

金属薄板の成形においては、一般に、まず拡散くびれが発生し、ついで板厚程度のせまい領域内に板厚のみが薄くなる局部くびれが生じて破断に至るという経過をたどる。局部くびれが発生するとくびれ部以外の変形がほぼ停止し、やがて破断が生じるので、この局部くびれの発生をもって成形限界とみなすことが多い。

平面ひずみ変形では、板幅方向の変形がないのでくびれはすべて板厚方向に生じる局部くびれとなる。そして、この局部くびれ発生時においては、引張力が最大値をとる。そこで t/d が異なる種々の材料について、引張軸方向

の公称応力 σ_Y とひずみ ε_Y の関係を計算し、これをもとにして成形限界 (局部くびれ発生時のひずみ) に対する t/d の影響を検討した。

計算によって得られた引張軸方向の公称応力 σ_Y とひずみ ε_Y の関係を図3-12に示す。図3-12より、 σ_Y は変形とともに単調に増大していき、あるひずみで最大値を示した後、それ以後は低下していくことがわかる。図3-12において、 σ_Y が最大となるひずみを成形限界ひずみ ε_Y^* とみなし、この成形限界ひずみ ε_Y^* を t/d に対してプロットすると図3-13のようになる。図3-13より、 t/d が小さくなるにつれて成形限界ひずみ ε_Y^* が低下することがわかる。

これは、 t/d が小さい場合ほど、表面粗さによる板厚の不均一さが大きくなり、局部くびれの発生が早くなったためである (図3-9参照)。図3-13の結果は、結晶粒径が同じである場合には、板厚が薄くなるほど成形限界が低下

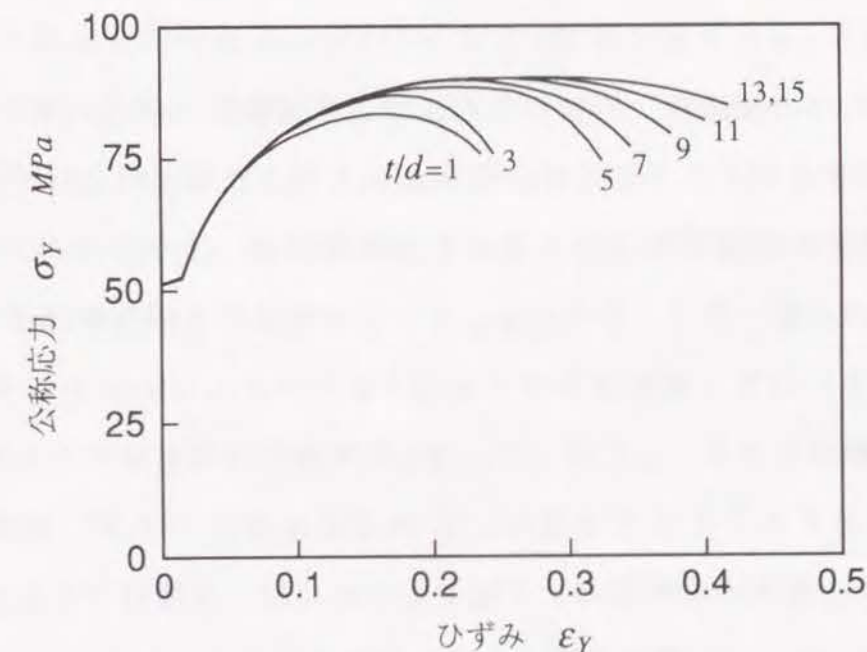


図3-12 引張軸方向の公称応力 σ_Y とひずみ ε_Y の関係

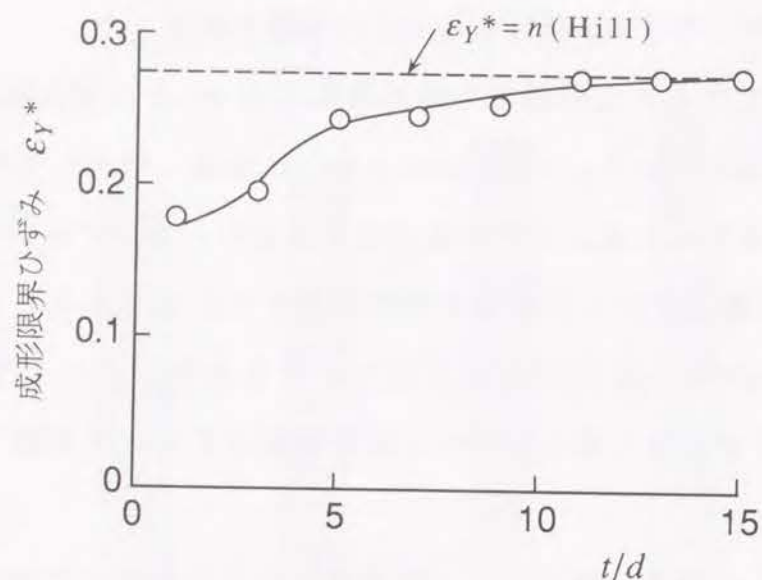


図3-13 成形限界ひずみ ϵ_Y^* に対する t/d の影響

することを示しており、このことは山口らによる実験結果¹⁰⁾の傾向とも一致している。

なお、図3-13の破線は、比較のために加工硬化指数 $n=0.28$ (図3-1のモデルと同じ) である板に、平面ひずみ引張変形を与えた場合の局部くびれ発生ひずみを、Hillの理論³⁰⁾によって求めたものである。この場合には、材料内部の結晶粒の不均一さや、それによって生じる表面粗さの影響はまったく考慮されていないので、成形限界ひずみは t/d のいかんにかかわらず $\epsilon_Y^*=n$ 一定という結果になる。したがって、Hillの理論では成形限界の板厚依存性を正確に予測することはできない。このことは逆にいえば、板厚が薄い (t/d が小さい) 場合の成形限界を予知するためには、表面粗さの発達による板厚の不均一さ f_R の影響を考慮することが必要であるといえる。

3.6 結言

以上、アルミニウム板の平面ひずみ引張変形を対象にして、変形の進行に伴う表面粗さの発達状況を剛塑性有限要素法によってシミュレートした。そして特に、板表面に生じる粗さと材料内部の結晶粒の変形状態の関係、および成形限界に対する板厚と結晶粒径比 t/d の影響について検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

- 1) 材料内部に含まれている結晶粒の変形抵抗が結晶の配向によって異なるといった不均質材料モデルを使用して、自由表面あれのをシミュレーションを行った。その結果、自由表面のあれは、変形の進行にともなって単調に増大していくこと、および結晶粒が大きいものほど大きくなることになり、これまで実験的研究で得られている結果をうまく表現することができた。
- 2) 板材表面の粗さは、材料内部の結晶粒の不均一な変形が表面に現れたものである。この表面粗さに影響を及ぼす結晶粒の層は、板表面から 3～4 層程度であると推測してよいことがわかった。
- 3) 板厚と結晶粒径の比 t/d が小さくなる (板厚が薄くなる) と表面あれによる板厚の不均一さが顕著になる。このため、 t/d が小さくなるほど成形限界は低下する。しかし、 t/d が約 10 以上になると表面粗さの影響が小さくなるので、成形限界ひずみは Hill の局部くびれ発生ひずみとほぼ同じになる。

第4章 二軸引張変形における表面粗さの発達 (単純変形経路の場合)

4.1 緒言

金属薄板のプレス成形における板の変形状態は、第3章で取り扱った平面ひずみ変形ばかりではなく、板面内のひずみ比(変形様式)が異なる二軸引張変形となることが多い。

そこで、本章では、第3章と同様の不均質材料モデルを使用して、等二軸引張から一軸引張変形までの各種の変形様式について表面粗さの発達状況を検討した¹⁷⁾⁻²³⁾。シミュレーションでは、変形中に板面内のひずみ比が変化しない単純変形経路の場合を対象にした。そして、表面粗さの発達に対する変形様式の影響を調べるとともに、表面あれと成形限界の関係について調べた³⁷⁾。また、アルミニウム板を使用して実験を行い、シミュレーションの妥当性を確かめた。

4.2 材料モデルおよび計算条件

第3章では、板厚方向に多数の結晶粒を含む平面モデルを使用して、表面あれに対する材料内部の結晶粒の影響を検討した。本章では、図4-1に示すような材料モデルを使用し、表面粗さの発達に対する変形様式の影響を調べた。このモデルでは、 X 、 Y 軸方向に含まれる結晶粒の個数はそれぞれ9個である。一方、2.6節で述べたように板の変形を三次元変形として取り扱うことは困難であるため、ここでは板厚方向に含まれる結晶粒の個数が1個として、単純化した擬三次元変形として計算を行った。

結晶粒は1辺 $d=20\mu\text{m}$ の立方体で近似し、各結晶粒にランダムな配向を与えることにより異なった F 値を与えた。図4-2に各結晶粒に与えた F 値($120\text{MPa}\sim 195\text{MPa}$)の分布を示す。

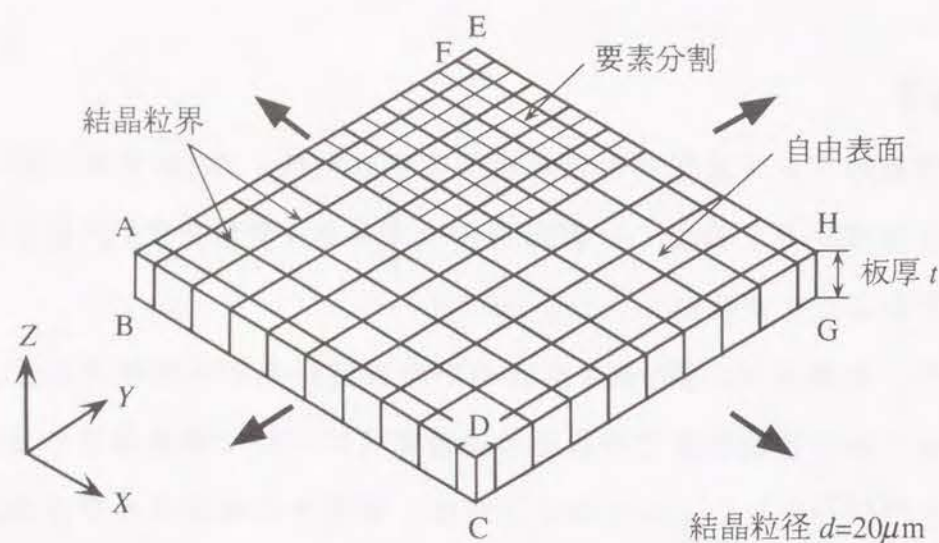


図4-1 シミュレーションに用いた材料モデル

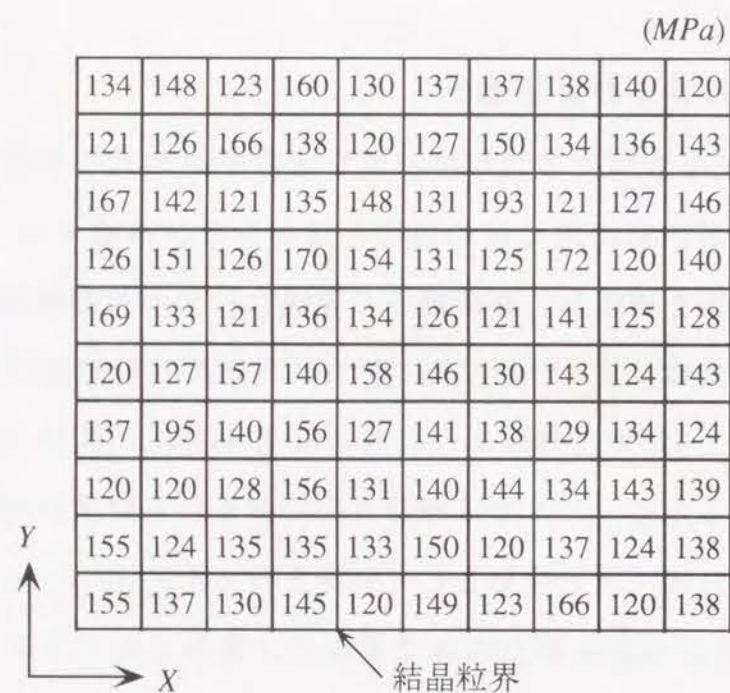


図4-2 各結晶粒の F 値 (変形抵抗) の分布

計算は、板厚の中央面に対する対称性から板厚の $1/2$ の部分についてのみ行った。要素の分割は、図4-1に示すように各結晶粒を4分割したものである。一段階の計算における境界条件は、図4-1において

ABCD面上	\dot{u}_x : Free,	$\dot{u}_y = 0$,	\dot{u}_z : Free
EFGH面上	\dot{u}_x : Free,	\dot{u}_y : Const.,	\dot{u}_z : Free
ABFE面上	$\dot{u}_x = 0$,	\dot{u}_y : Free,	\dot{u}_z : Free
DCGH面上	\dot{u}_x : Const.,	\dot{u}_y : Free,	\dot{u}_z : Free
板厚の中央面上	\dot{u}_x : Free,	\dot{u}_y : Free,	$\dot{u}_z = 0$

である。ここで、 \dot{u}_x , \dot{u}_y , \dot{u}_z はそれぞれ X , Y , Z 軸方向速度成分である。なお、DCGH面上の \dot{u}_x と EFGH面上の \dot{u}_y の値は、一段階の計算において生じる X , Y 軸方向のひずみ増分 $\Delta\epsilon_x$ と $\Delta\epsilon_y$ の比 $\beta (= \Delta\epsilon_y / \Delta\epsilon_x)$ が変形中一定となるように設定し、一段階の計算で生じる $\Delta\epsilon_x$ は 0.01 としている。このひずみ比 β の値を $1 \sim -0.5$ の範囲で変化させることにより、等二軸引張りから一軸引張りまでの種々の変形様式における表面粗さ R_{max} の進展状況を計算した (図4-3参照)。

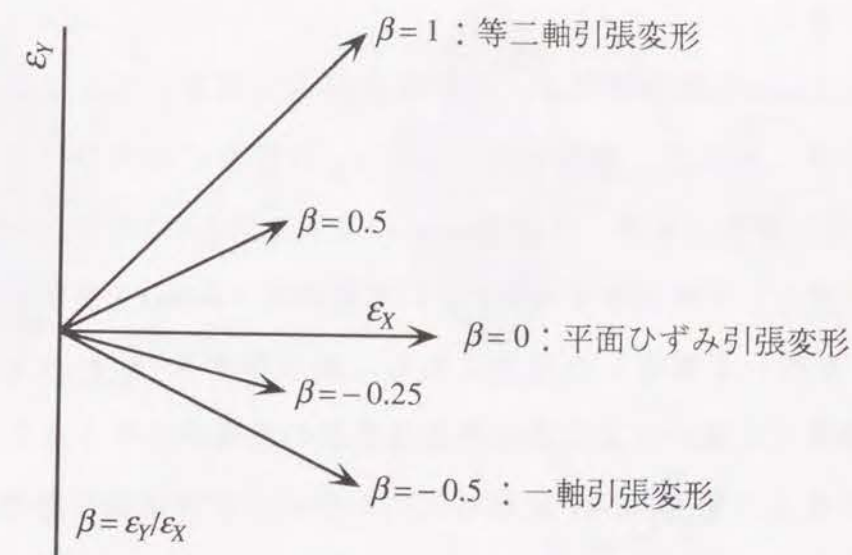


図4-3 シミュレーションに用いた単純変形経路

4.3 各種変形様式における表面粗さの発達状況

図4-4は、変形中にひずみ比 β が変化しない、いわゆる単純変形経路における板表面の凹凸の発達状況を計算した例である。図4-4の(a), (b), (c) は、それぞれ等二軸引張り ($\beta=1$)、平面ひずみ引張り ($\beta=0$)、一軸引張変形 ($\beta=-0.5$) に対応している。なお図では、表面の凹凸をより明確に表示するために、板厚方向 (Z軸) の倍率を X, Y 軸のその 10 倍にしてある。図4-4より、板表面に生じる凹凸は、各変形様式の場合とも、ひずみが大きくなるほど激しくなることがわかる。また、変形様式の違いによって板表面に生じる凹凸の形状が異なることがわかる。すなわち、 $\beta=1$ の等二軸引張変形では各要素の X, Y 軸方向の長さの比はほぼ 1 であるが、 β の値が小さくなるにしたがって X 軸方向により伸ばされた形状になっている。

いま、これらの凹凸のうち最も高い山と低い谷の差を表面粗さ R_{max} (最大高さ) とみなし、これを X 軸方向のひずみ ϵ_X に対してプロットすると、図4-5のようになる。図4-5に示すように、いずれの変形様式の場合にも、表面粗さ R_{max} は変形の進行に伴って単調に増大する。そして、ひずみ ϵ_X が約 0.2 以下の範囲では、表面粗さ R_{max} とひずみ ϵ_X の関係をほぼ直線で近似することができる。

表面粗さ R_{max} の増加傾向は、変形様式の違いによって若干異なったものとなっている。そこで、変形尺度として ϵ_X の代りに相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を用いて図4-5の結果を整理しなおしてみた。その結果を図4-6に示す。図に示すように、変形尺度として相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を用いて表面粗さ R_{max} を整理したほうが、ひずみ ϵ_X を用いて整理した場合よりも、相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ が約 0.2 以下の範囲では変形様式の違いによる粗さの発達状況の差異が小さくなる。このことから、表面粗さの発達状況を変形様式にかかわらず普遍的に整理するためには、相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を用いるとよいことが推測される。

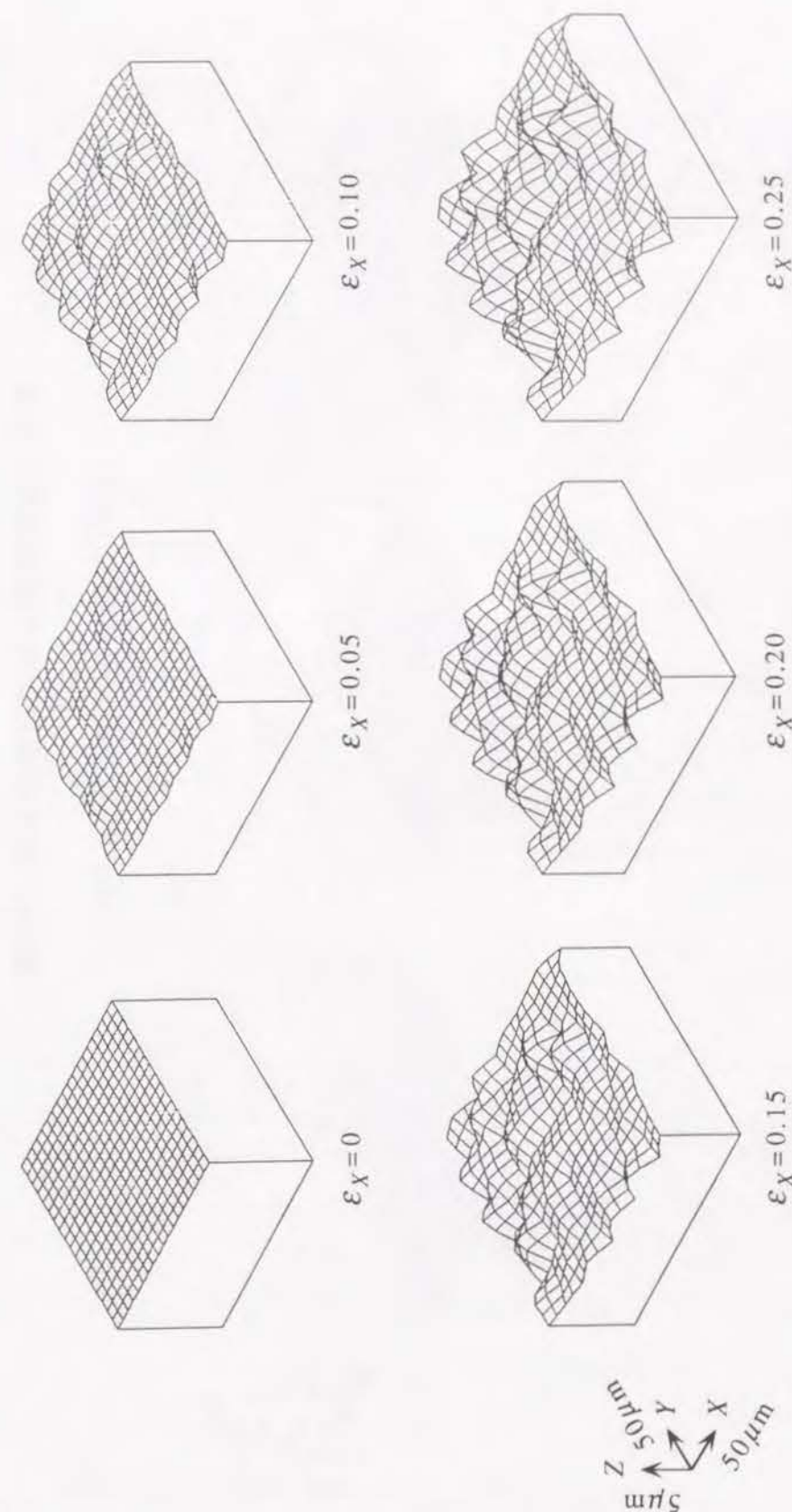
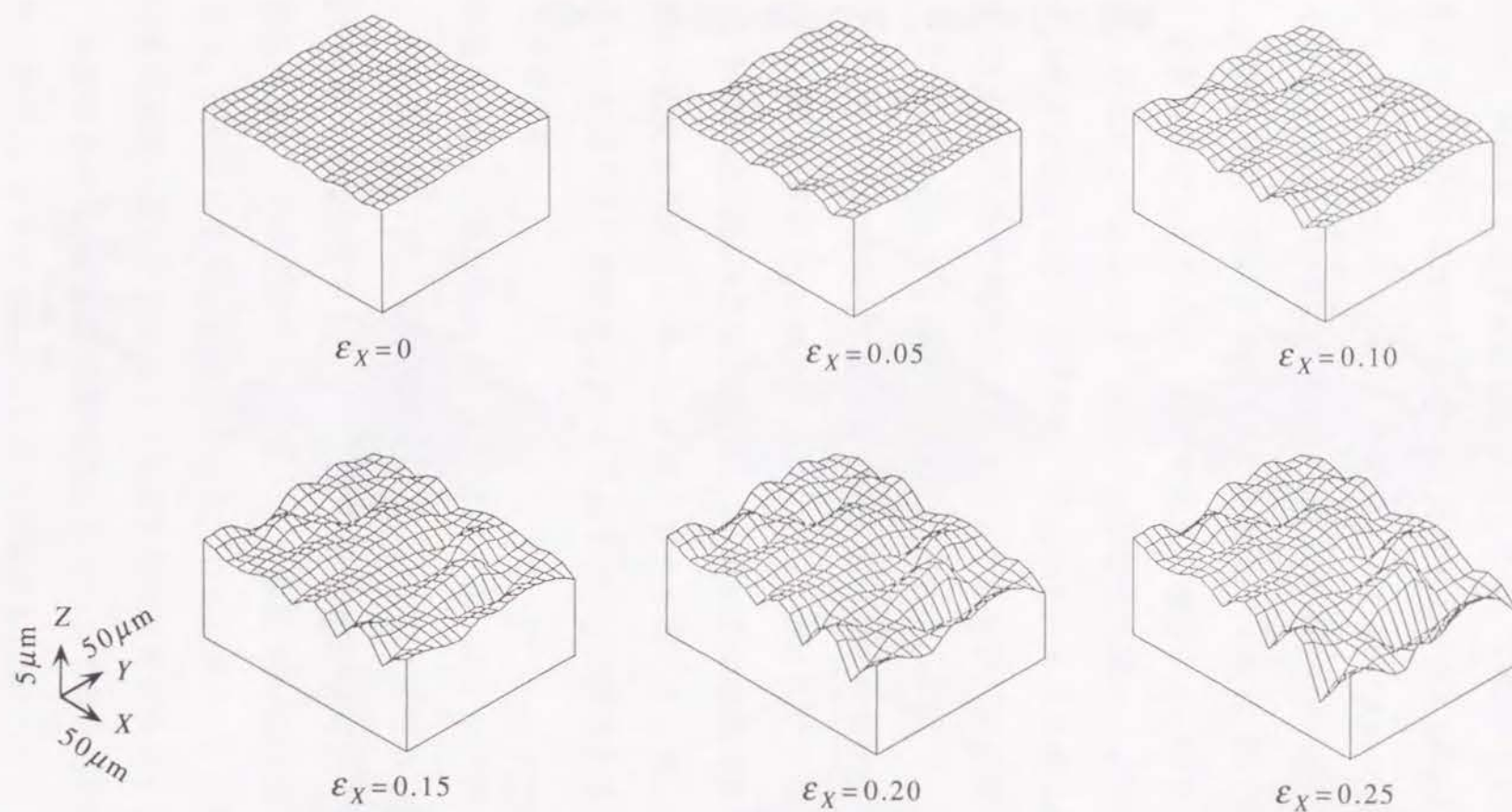
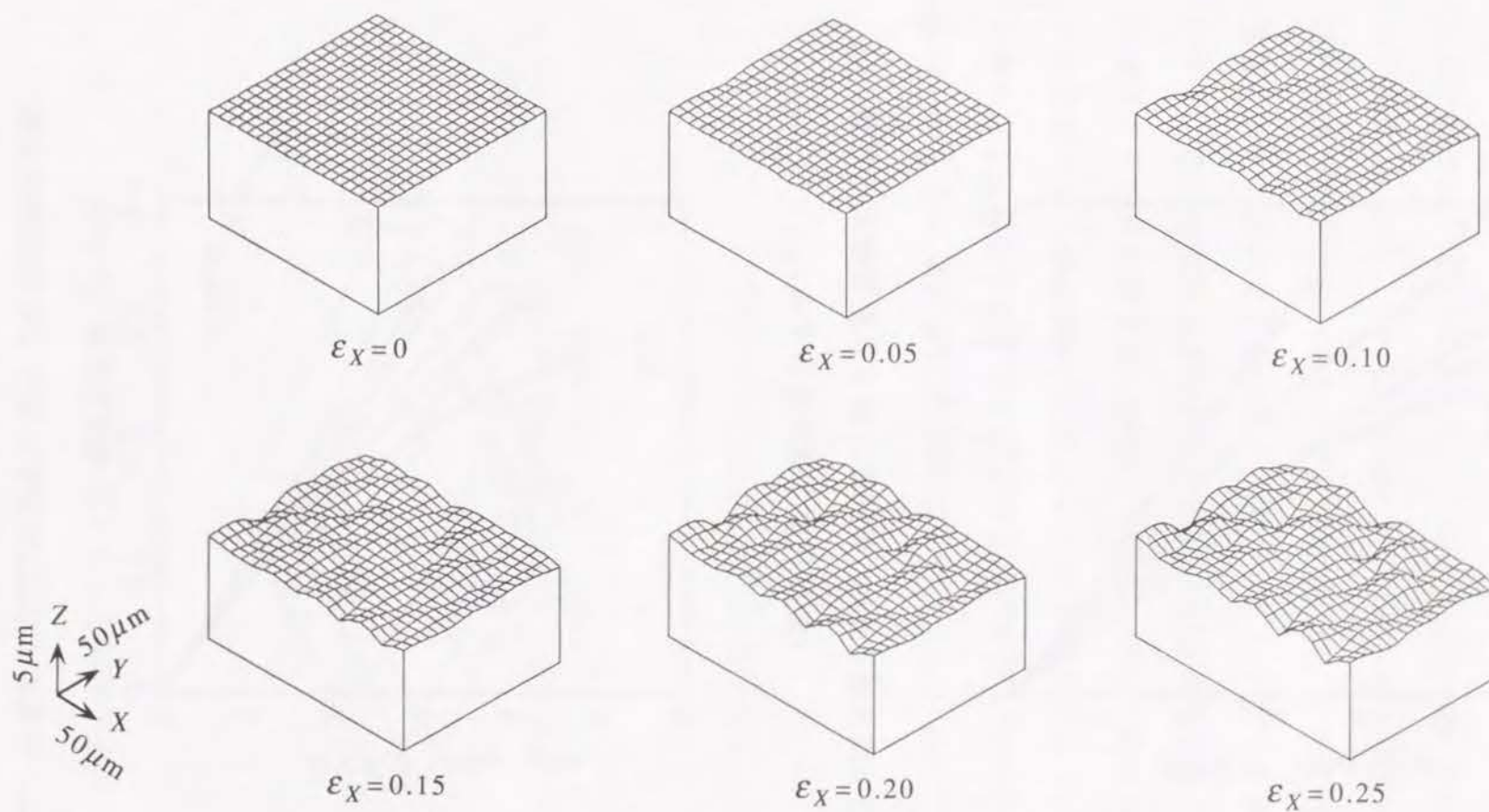


図4-4 変形の進行に伴う表面凹凸の発達



(b) 平面ひずみ引張変形 ($\beta=0$)

図4-4 変形の進行に伴う表面凹凸の発達



(c) 一軸引張変形 ($\beta=-0.5$)

図4-4 変形の進行に伴う表面凹凸の発達

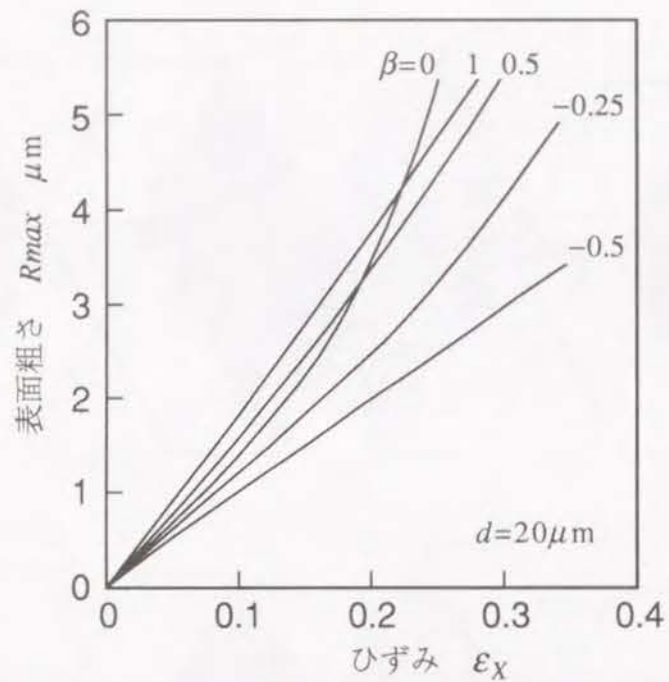


図4-5 表面粗さ R_{max} の発達に対する変形様式の影響
(変形尺度：最大主ひずみ ϵ_x)

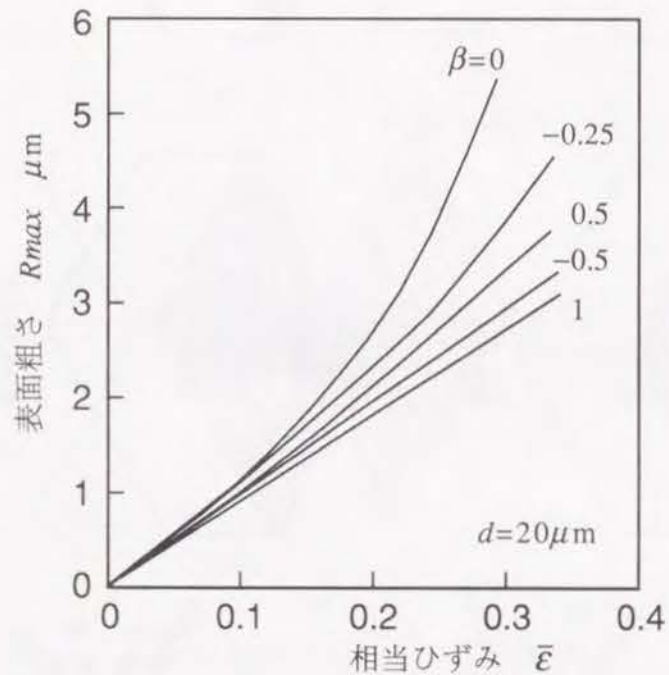


図4-6 表面粗さ R_{max} の発達に対する変形様式の影響
(変形尺度：相当ひずみ $\bar{\epsilon}$)

4.4 成形限界に対する表面あれと変形様式の影響

4.4.1 材料モデル

以上の計算では、図4-1に示したように1結晶粒を4要素に分割した材料モデルを使用してきた。しかし、薄板の成形でみられる局部くびれのように、変形が材料の一部に集中するといった場合には、このような粗い要素分割では精度のよい計算ができない。そこで、材料の一部のみに変形が集中する場合でも、その局所的な変形状態を詳細に追跡できるように、要素分割をさらに細かくし、表面粗さがくびれへと発達していく過程を計算した。計算に用いた材料モデルは、図4-7に示すように1結晶粒を16要素に分割したものであり、 X 、 Y 軸方向に含まれる結晶粒の個数はそれぞれ4個である。各結晶粒に与えた F 値の分布を図4-8に示す。

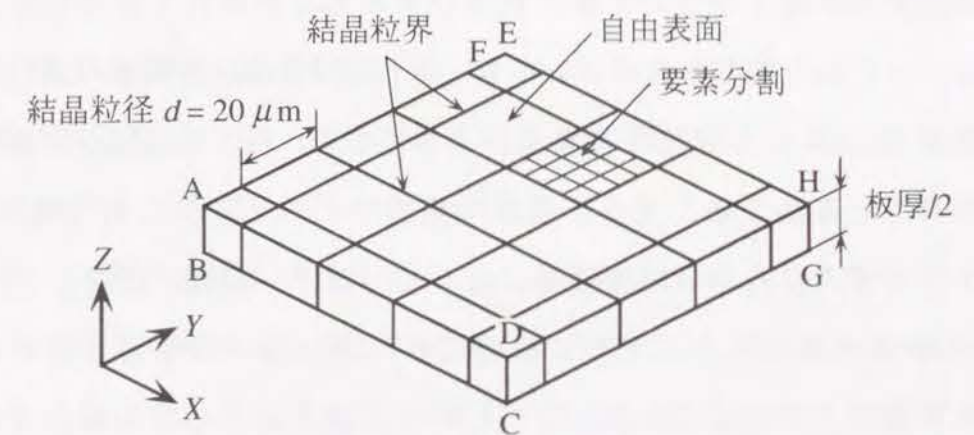


図4-7 要素分割を細かくした材料モデル

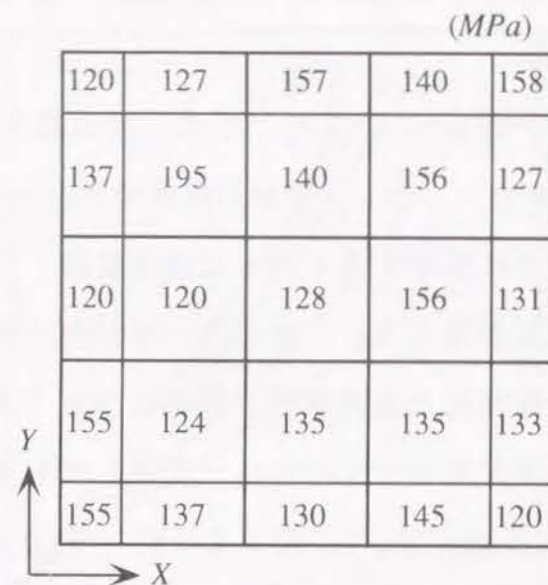


図4-8 要素分割を細かくした材料モデルの F 値の分布

4.4.2 表面粗さの発達状況

図4-9は、変形の進行に伴う表面粗さ R_{max} の発達状況を示したものである。図には変形が最も小さい要素の相当ひずみ $\bar{\epsilon}_{min}$ の変化も併示した。図示のように、いずれの変形様式においても、表面粗さ R_{max} は変形の進行に伴って単調に増大していく。そして、変形が大きくなると粗さ増加割合が急増し、局部くびれへと進展する。また、要素の相当ひずみ $\bar{\epsilon}_{min}$ は、表面粗さ R_{max} が急増するひずみ付近から増加傾向が低下し、ほぼ一定値に収束していく。

図4-9の計算結果をもとにして、表面粗さの増加割合が急増し始めるひずみを肌あれ限界と定めることにした。しかし、表面粗さの増加割合はゆるやかに変化していくため、肌あれ限界を一義的に定めることはできない。そこで、ここでは粗さ増加割合 $\alpha (=dR_{max}/d\bar{\epsilon})$ が $\bar{\epsilon}=0.1$ の時点での値 $\alpha_{0.1}$ の2倍となるひずみを肌あれ限界と定義した。この肌あれ限界を図4-9に●で示した。

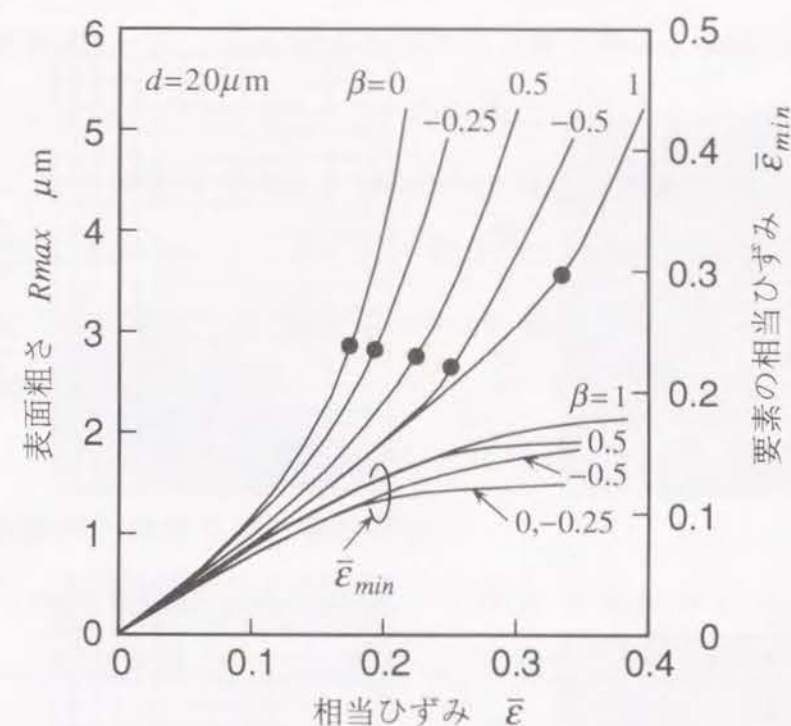
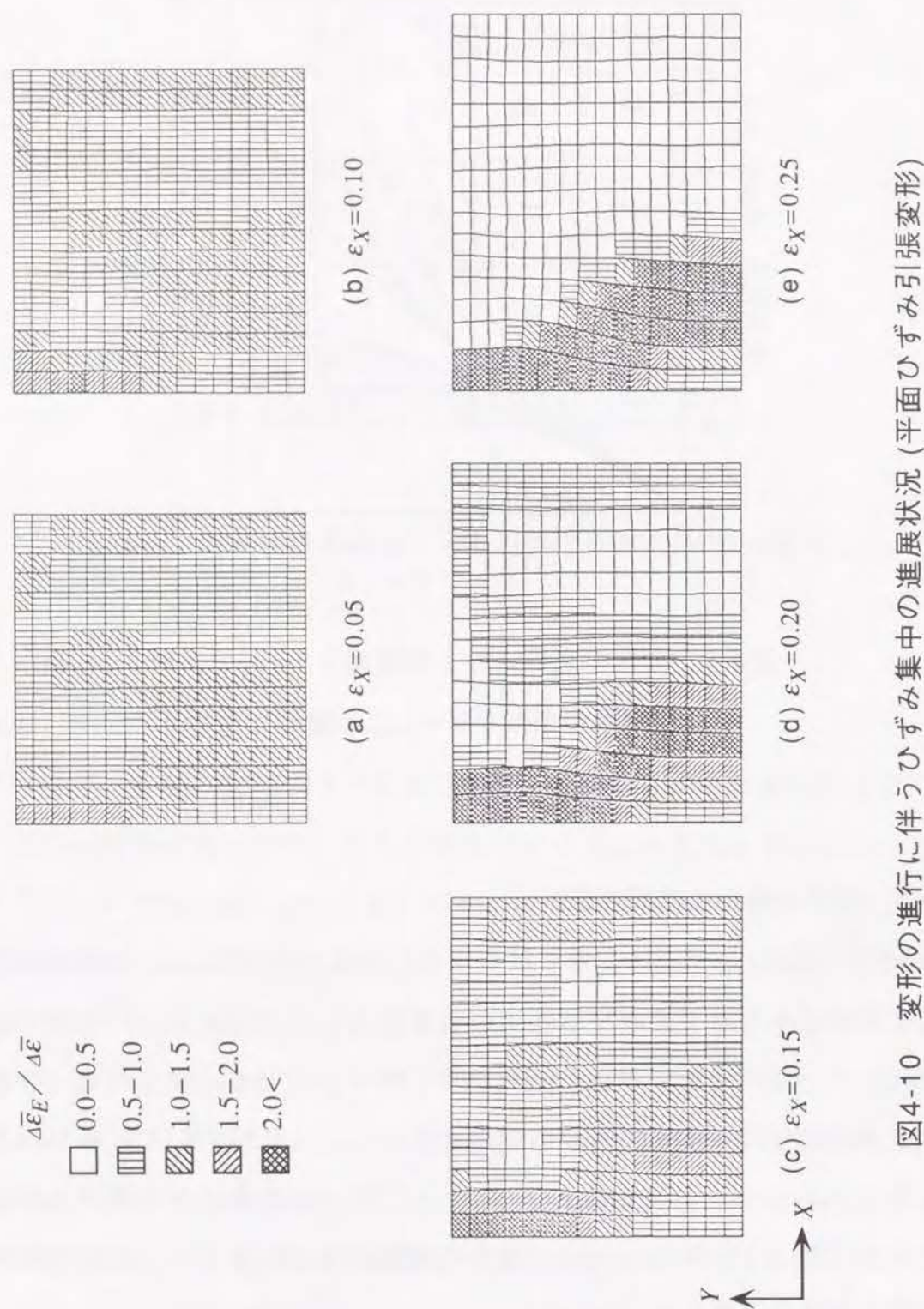


図4-9 変形の進行に伴う表面粗さ R_{max} および要素の相当ひずみ $\bar{\epsilon}_{min}$ の変化

4.4.3 ひずみ集中の進展状況

図4-9に示したように、変形が最も小さい要素のひずみ $\bar{\epsilon}_{min}$ は表面粗さが急増するひずみ付近でその増加傾向が低下する。このことは、このひずみ付近で材料の一部の変形が停止し始めたことを示している。すなわち、このことは変形が局部に集中し、くびれが生じ始めたことに対応しているものと考えられる。そこで、ここでは図4-9において $\Delta\bar{\epsilon}_P/\Delta\bar{\epsilon}$ の値が 0.1 以下となる要素が現れた時点(材料内の一部の要素の変形がほぼ停止する)のひずみをくびれ発生限界と定義した。

変形の進行に伴うひずみ集中の進展状況を計算した一例(平面ひずみ引張りの場合)を図4-10に示す。図では、一段の計算における各要素の相当ひず



み増分 $\Delta\bar{\epsilon}_E$ と、モデル全体の巨視的な相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}$ の比、 $\Delta\bar{\epsilon}_E/\Delta\bar{\epsilon}$ でひずみ集中の程度を表わした。図4-10から次のことがわかる。変形の初期では、図4-10(a)のように $\Delta\bar{\epsilon}_E/\Delta\bar{\epsilon}$ は 0.5~2.0 の範囲にあり、ほぼ全体的に変形している。さらに変形が進行すると、図4-10(c)のように白い部分すなわち変形が僅少となる要素が現れる。そして、最終的には図4-10(e)のように白い部分と黒い部分とに大別され、黒い部分のみに変形が集中していきいわゆる局部くびれが形成されていく。

4.4.4 肌あれ限界と局部くびれ発生限界

図4-9に示した表面粗さ R_{max} -相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ 曲線において、表面粗さ R_{max} の等しい点を取り出し、これを ϵ_X - ϵ_Y 座標上にプロットすると図4-11

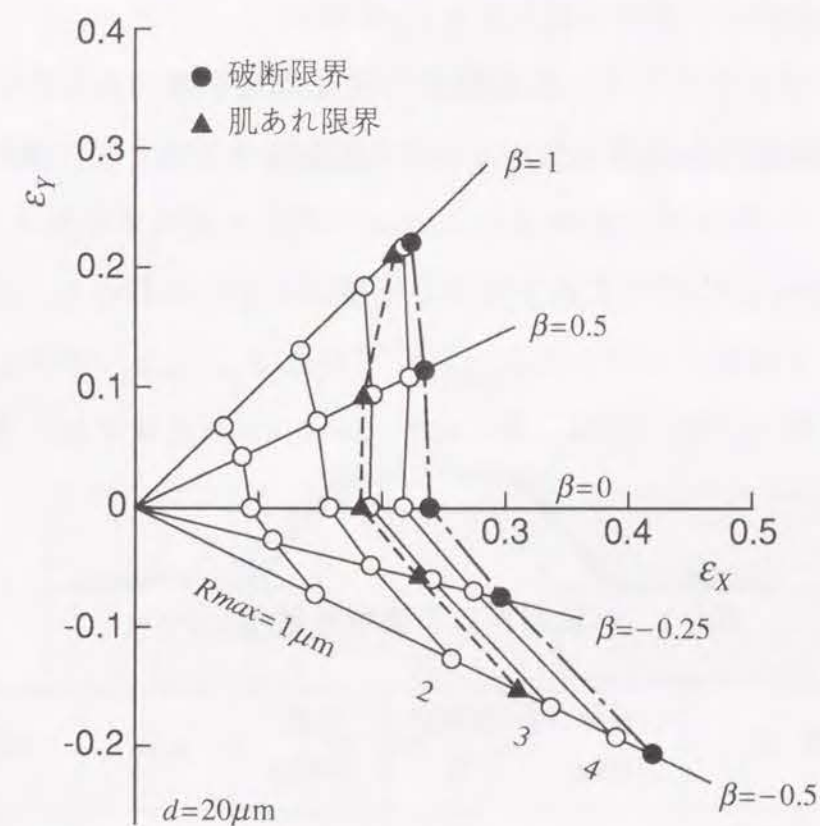


図4-11 等粗さ曲線、および肌あれ限界線とくびれ発生限界線の関係

に示すような等粗さ曲線が得られる。図には、上述の肌あれ限界線およびくびれ発生限界線も示してある。図から明らかなように、等粗さ曲線、肌あれ限界線およびくびれ発生限界線の形状はほぼ相似であることがわかる。また、肌あれ限界線はくびれ発生限界線の前に位置している。小林・石垣ら¹⁷⁻¹⁹⁾は、薄板の成形時における肌あれ現象を実験的に追跡していき、破断が生じる直前に肌あれ限界(板表面に生じる肌あれが急増し始めるひずみ)が存在することを示している。図4-9および図4-11に示した計算結果は、この実験結果と良好な対応を示している。

4.5 表面粗さの発達とくびれ発生状況の実験的観察

4.5.1 供試材料および実験方法

供試材料としては、板厚 0.8mm の市販の軟質アルミニウム板 (Al-O) を使用した。この材料の引張特性値を表4-1に示す。

各種の変形様式について、表面粗さの発達状況を調べるために、図4-12に示すような試験片を使用した。これらの試験片をこれと同一形状のドライビングプレート(中央部に直径 20~22mm の円孔を有する板厚 1 mm の軟鋼板)に重ね、図4-13に示す工具を使用して張出し成形を行った。このようにすれば、ポンチ頭部の平らな板面上にひずみ比 $\beta (= \epsilon_Y / \epsilon_X)$ が異なる自由表面を得ることができる。なお、図4-12の $\beta = -0.45$ の試験片は、通常の一軸

表4-1 供試材料の引張特性値($\sigma = F \bar{\epsilon}^n$)

材 質	引張強さ (MPa)	全伸び %	F 値 (MPa)	n 値	r 値
アルミニウム (Al-O)	94.9	42.4	185.1	0.30	0.84

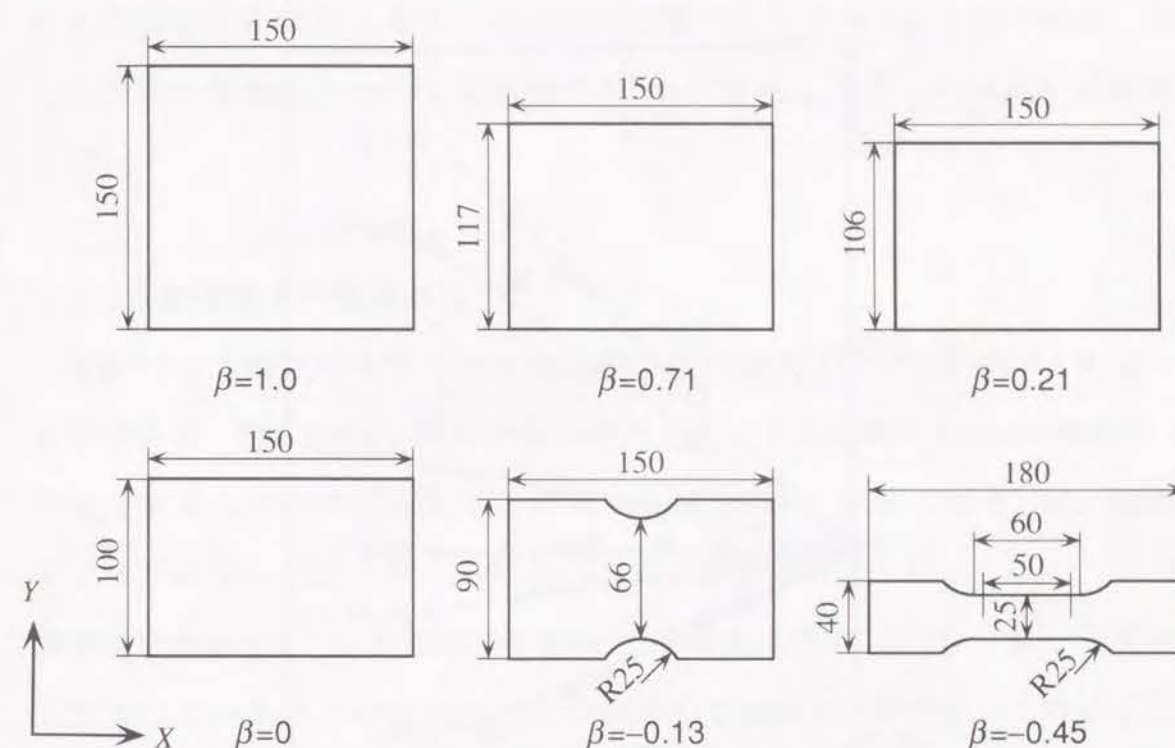


図4-12 各種の変形様式を得るための試験片形状と寸法

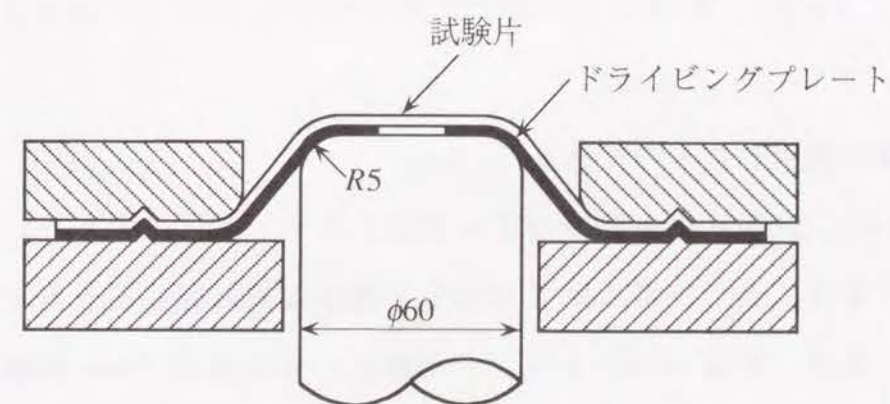


図4-13 張出し成形工具の概略

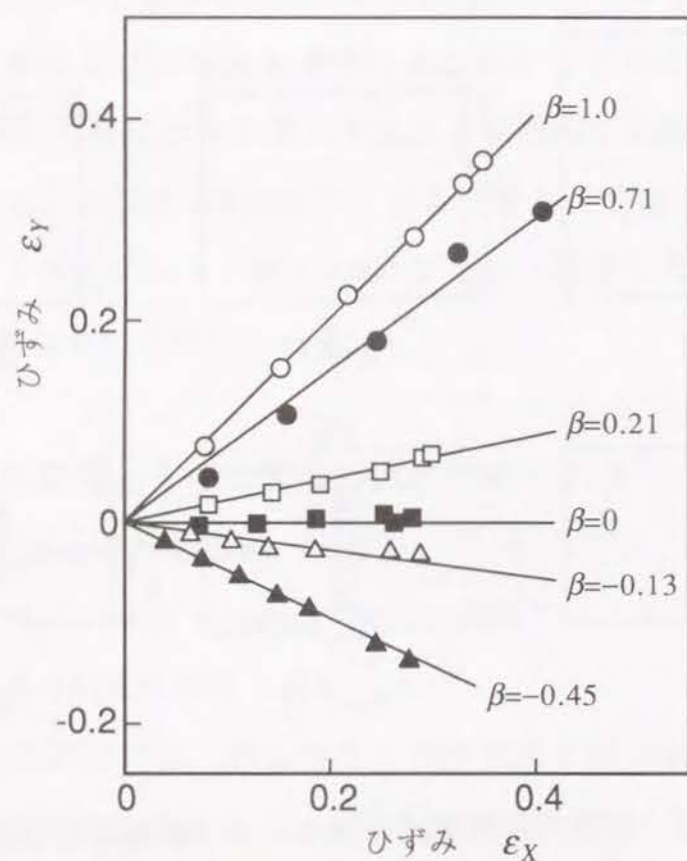


図4-14 各種試験片の張出し成形におけるひずみ経路

引張試験に使用したものである。

図4-14は、試験片中央部のひずみ状態を示す。図に示すように、いずれの試験片の場合にも、ひずみ比 β が一定の単純変形経路に保たれていることがわかる。なお、板面内のひずみは、試験片の中央部に 2mm 間隔の標線を描き (または印刷)、変形前後の標線間隔の変化をデジタル顕微鏡で測定して求めた。また、試験片に破断が生じた場合には、破断部に隣接する標線間のひずみを測定し、これを破断ひずみとした。

表面粗さの測定には蝕針式表面形状測定機を使用し、最大高さ R_{max} (測定長さ 2.5mm, カットオフ値 0.8mm) で表示した。粗さの測定箇所は試験片中央の自由表面部分であり、測定方向は最大主ひずみ ϵ_x 方向である。試験片中央部の数箇所について表面粗さ R_{max} を測定し、その平均値を実験値とした。

4.5.2 表面粗さの発達状況

図4-15は、変形の進行に伴う表面粗さの記録例 (等二軸引張り) を示したものである。図4-16は、種々の変形様式における表面粗さ R_{max} の増加と ϵ_x の関係を示したものである。この粗さの増加割合 (直線の傾き) は、変形様式によって異なっており等二軸引張りの場合が最も大きくなっている。また、表面粗さ R_{max} は、変形の進行に伴ってほぼ直線的に増大し、あるひずみから急増していることがわかる。この表面粗さ R_{max} の急増は、このひずみ付近で変形が局部に集中しくびれが生じ始めたことに対応している。

しかし、変形尺度として ϵ_x の代わりに相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を用いて整理すると、図4-17のようになり表面粗さ R_{max} と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係は、変形様式の違いにかかわらずほぼ一本の直線で近似できることがわかる。

このような傾向は、シミュレーションで得られた結果と対応している。

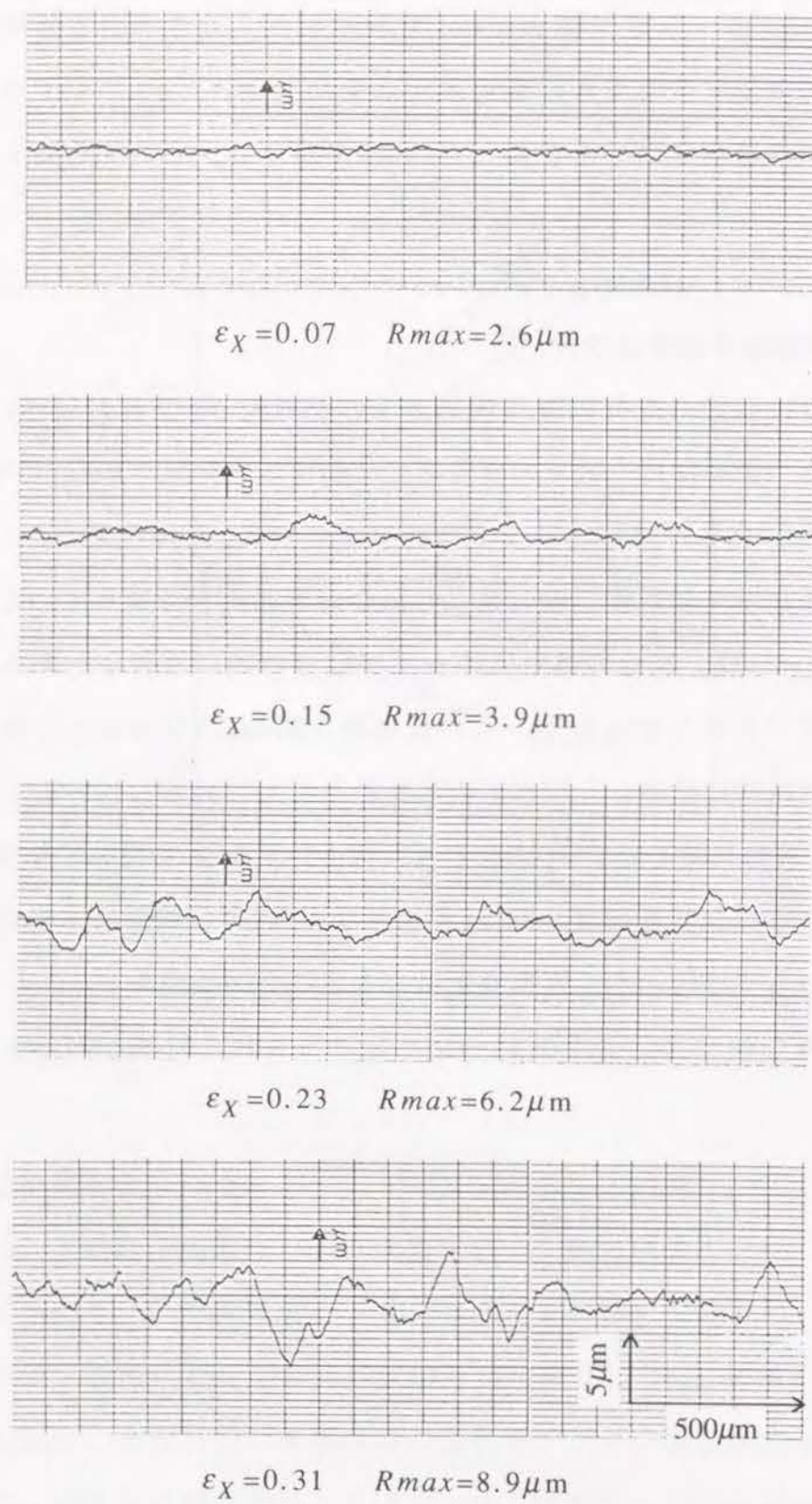


図4-15 変形に伴う粗さ曲線の変化 (等二軸引張変形)

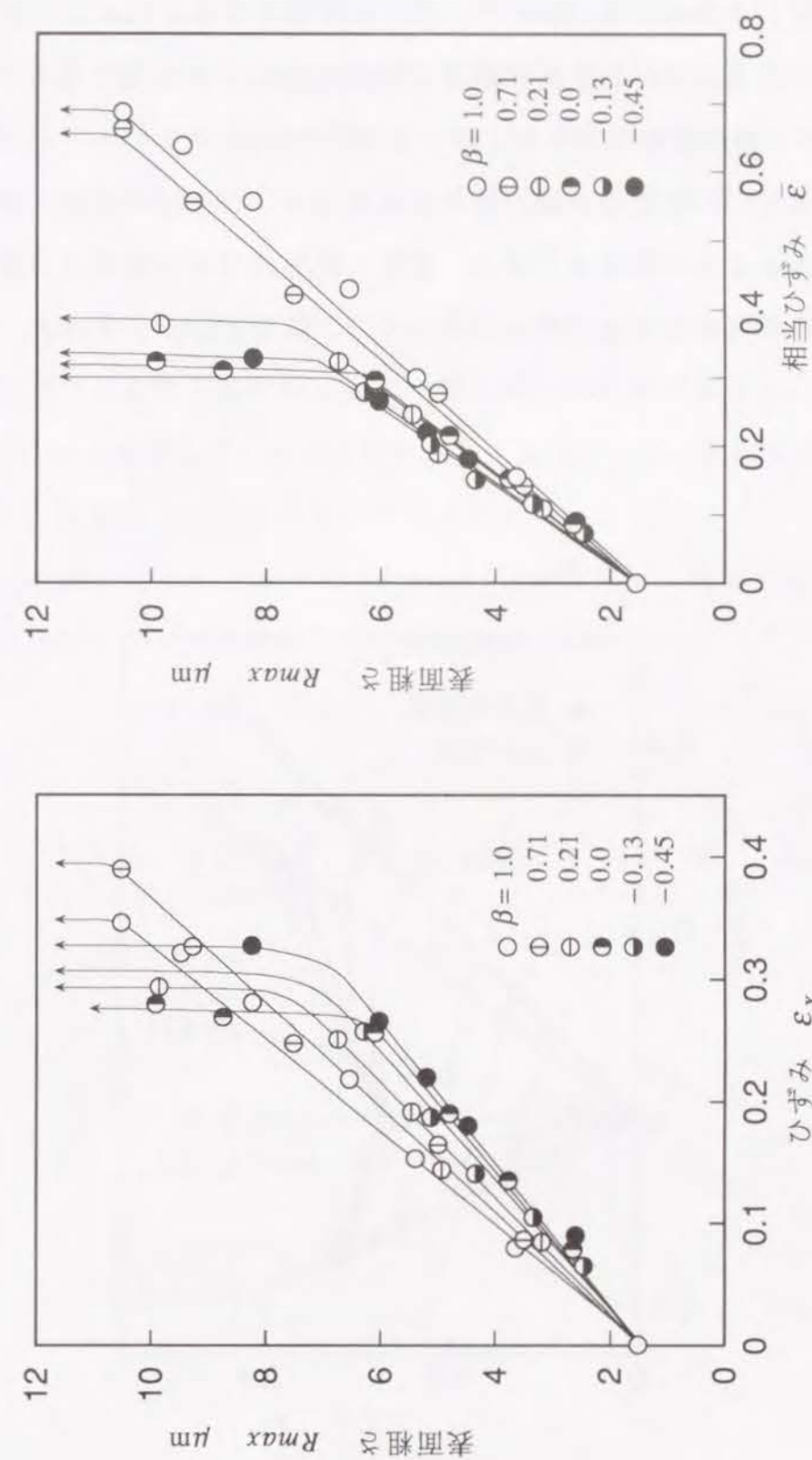


図4-16 表面粗さ R_{max} とひずみ ϵ_χ の関係

図4-17 表面粗さ R_{max} と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係

4.5.3 等粗さ曲線

図4-16に示した $R_{max}-\epsilon_x$ 曲線から求めた等粗さ曲線を図4-18に示す。図には、各変形様式における肌あれ限界(表面粗さ R_{max} が急増する時点のひずみ)を▲印で、また破断ひずみを×印で表示してある。

図に示すように、等粗さ曲線、肌あれ限界線および破断限界線の形状はほぼ相似であることがわかる。また、肌あれ限界線は破断限界線の前に位置している。これらの結果は、シミュレーション結果と対応している。

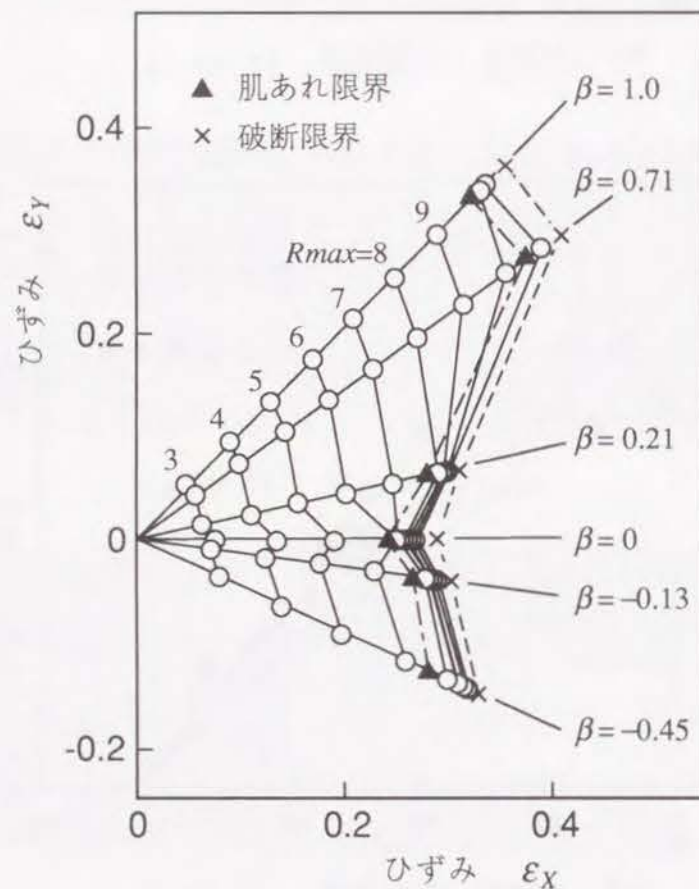


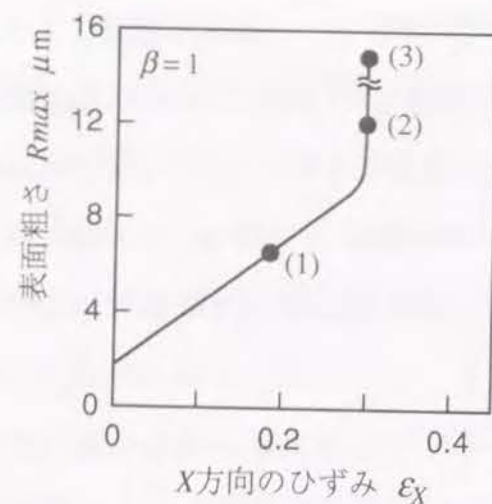
図4-18 等粗さ曲線

4.5.4 表面あれおよび局部くびれ進展状況の観察

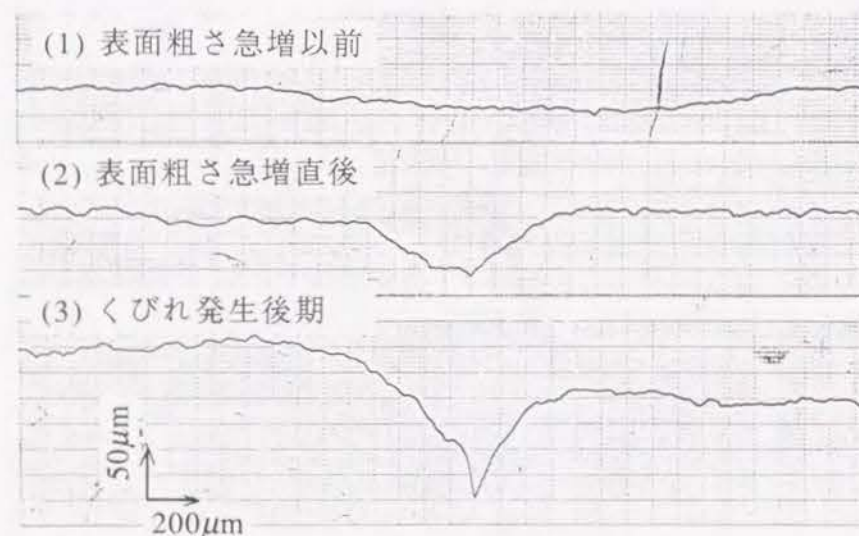
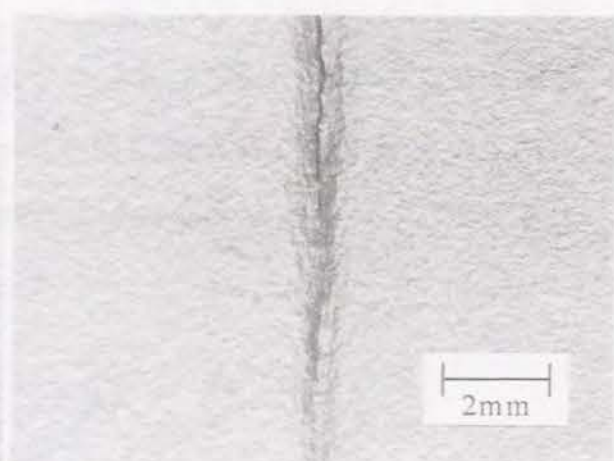
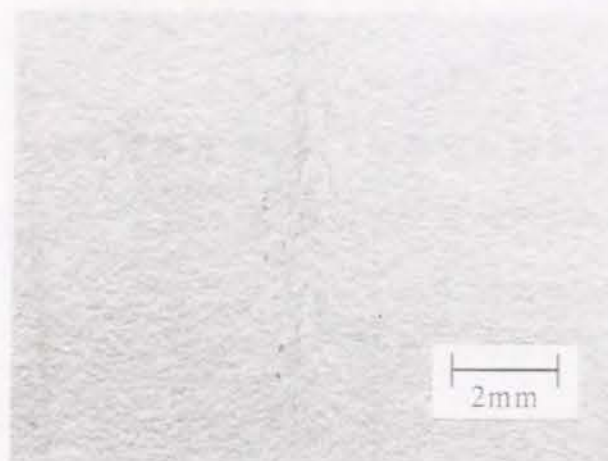
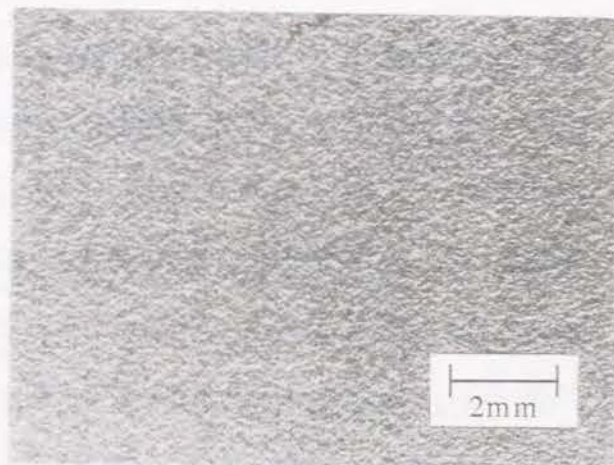
等二軸引張り、平面ひずみ引張りおよび一軸引張りの場合について、局部くびれの進展状況を実体顕微鏡で観察した結果を図4-19に示す。図には、写真撮影時点における粗さ曲線も併示した。写真撮影の時期は、(1) 表面粗さ急増以前、(2) 表面粗さ急増直後、(3) 局部くびれ発生後期(破断発生)の3時点である。

図から、表面粗さ急増以前では表面全体にわたって一様に凹凸が生じているが、表面粗さ急増直後では表面の一部に深い凹部が形成され、この凹部が局部くびれへと発達していく様子がわかる。したがって、表面粗さの急増は、局部くびれの発生に対応するものであることがわかる。

以上の実験で得られた表面粗さ R_{max} の発達状況は、剛塑性有限要素法によるシミュレーションの結果と定性的によく一致している。

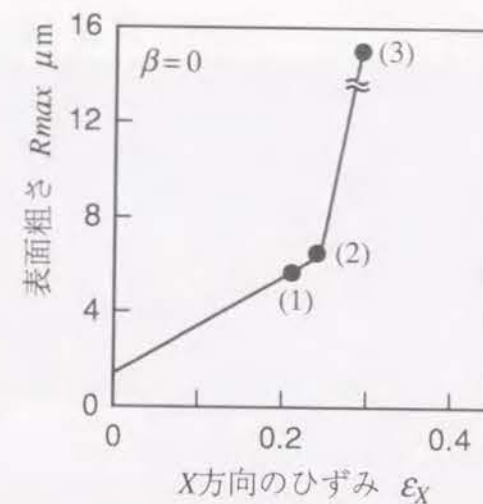


表面観察時のひずみ

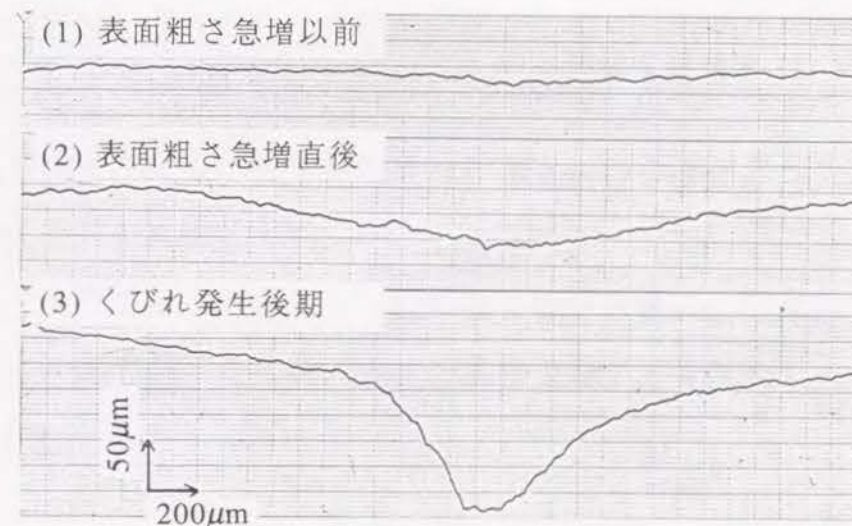
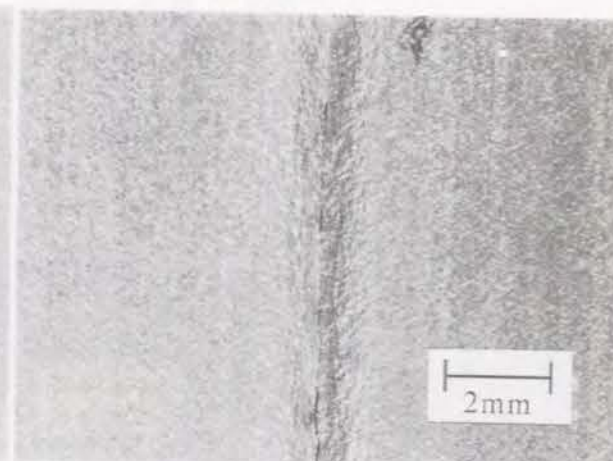
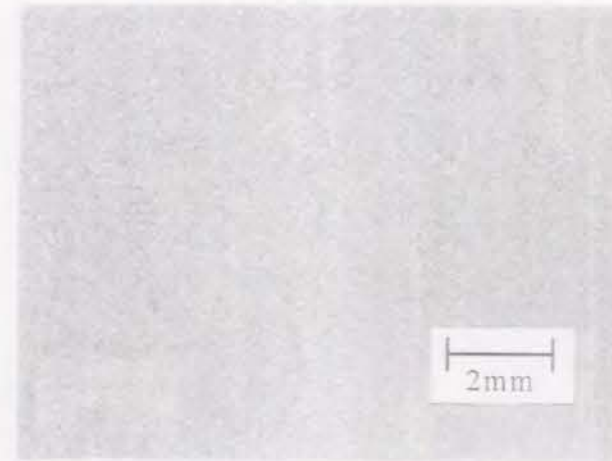


断面曲線の変化

図4-19 局部くびれの進展状況 (等二軸引張変形)

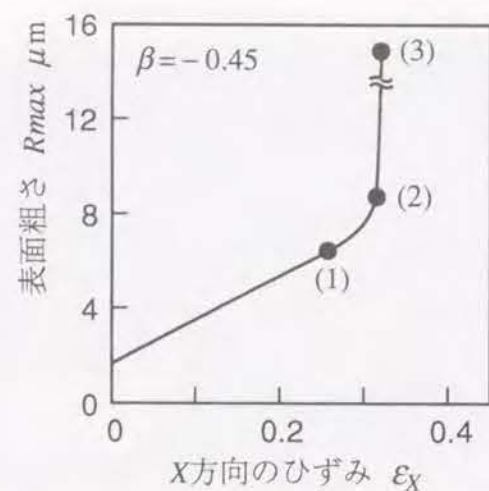


表面観察時のひずみ

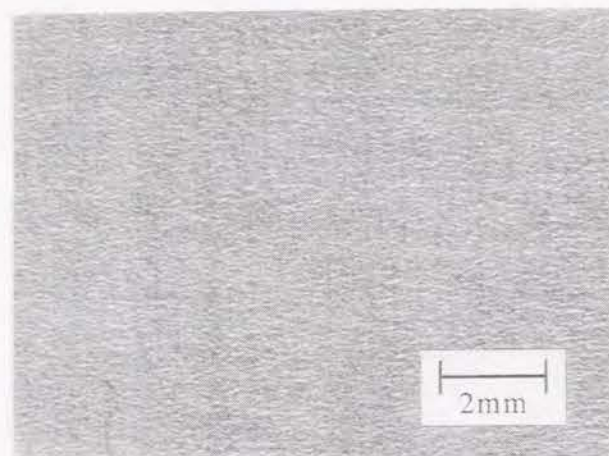


断面曲線の変化

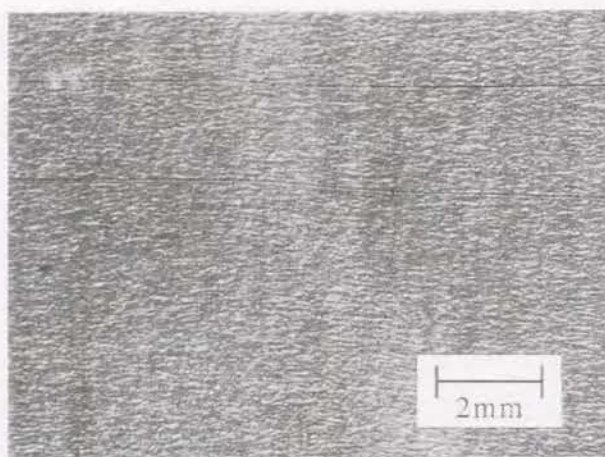
図4-19 局部くびれの進展状況 (平面ひずみ引張変形)



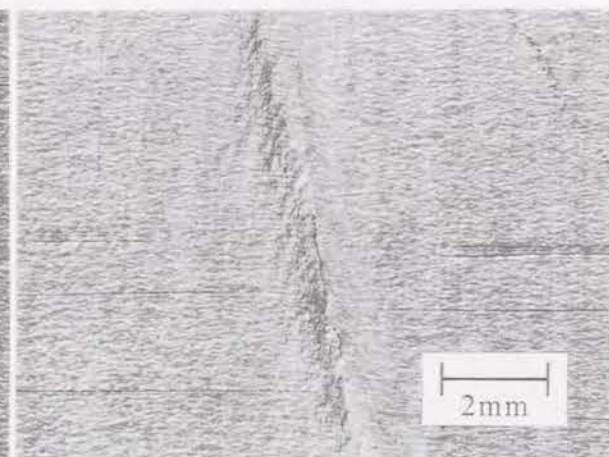
表面観察時のひずみ



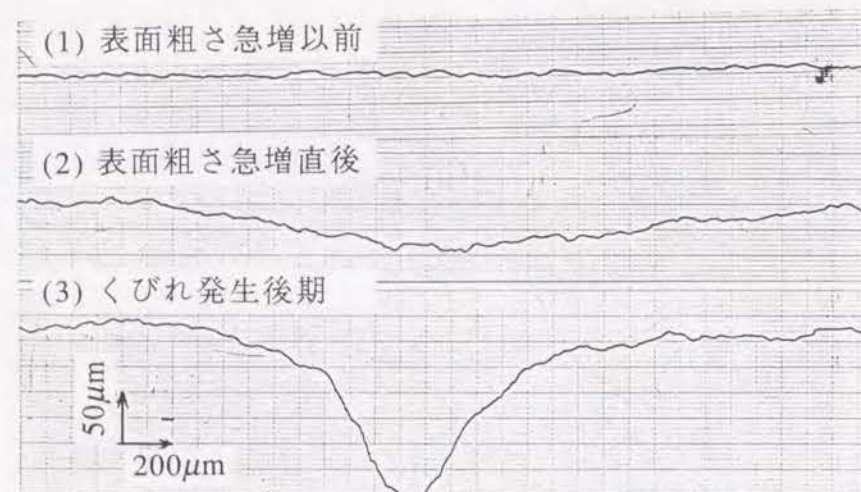
(1) 表面粗さ急増以前



(2) 表面粗さ急増直後



(3) くびれ発生後期



断面曲線の変化

図4-19 局部くびれの進展状況 (一軸引張変形)

4.6 結言

単純化した擬三次元要素モデルを用いて、等二軸引張変形から一軸引張変形までの各種の変形様式について、変形の進行に伴う自由表面粗さの発達状況を剛塑性有限要素法によりシミュレートし、板材の成形限界ひずみに対する表面粗さの影響について検討した。そして、アルミニウム板を用いて実験を行い、シミュレーションの妥当性を検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

- 1) 表面粗さは、ひずみの進行に伴って単調に増大する。そして、変形が大きくなると粗さの増加割合が急増し、肌あれ限界が存在する。
- 2) 表面粗さの発達状況を板面内の最大主ひずみ ϵ_x で整理すると、変形様式の違いによって粗さの発達状況に差異が見られる。しかし、変形尺度として相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を用いれば、変形様式の違いによる表面粗さの差異が小さくなる。このことから、表面粗さの発達状況を変形様式にかかわらず普遍的に整理するためには、変形尺度として相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を用いるとよいことが推測された。
- 3) 板材の成形では、まず変形とともに表面粗さが発達していき、ついで表面凹凸の谷部となった部分に変形が集中し始め、最終的にはこの部分にくびれが生じて破断に至る。表面粗さが急増し始めるひずみすなわち肌あれ限界線は、変形が材料の一部分に集中し始めるひずみすなわちくびれ発生限界線の直前に位置する。
- 4) 以上のようなシミュレーションの結果と実験結果は、定量的には若干の差異が見られたが、定性的によく一致しており、シミュレーションの妥当性が確認できた。

第5章 二軸引張変形における表面粗さの発達 (複合変形経路の場合)

5.1 緒言

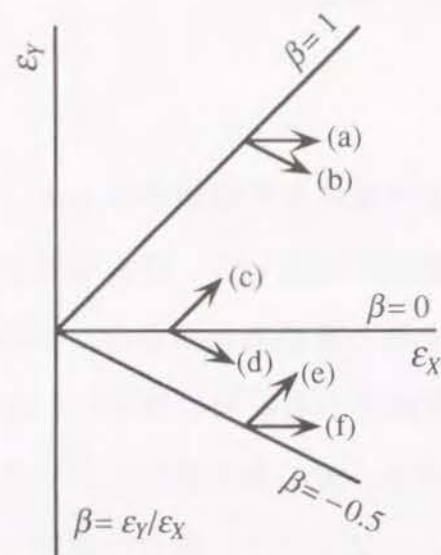
第4章では、板面内のひずみ比 β が一定の単純変形経路のもとで、等二軸引張りから一軸引張変形までの各種の変形様式について、表面あれの発達状況を検討した。その結果、変形が大きくなると表面あれが急増し始め、これが局部くびれへと進展していく過程が数値的かつ実験的に確かめられた。

しかし、自動車車体のプレス成形のような一般の板材成形においては、板面内のひずみ比が変形中一定に保たれることは少なく、成形の初期から最終製品に至るまでの間にひずみ比が変化するのが普通である。変形の途中でひずみ比が変化すると、その時点から表面あれの発達状況も変化することになるので、これに伴って局部くびれの発生時期(成形限界)も変化すると考えられる。

そこで、本章では、成形の途中で変形経路が変化するいわゆる複合変形経路の場合を対象にして、表面粗さの発達のシミュレーションを行い、変形に伴う表面粗さの発達状況が、変形経路の組合せによってどのように変化するかを検討した⁵²⁾。また、各種の複合変形経路について表面粗さが局部くびれへと進展していく状況を追跡し、肌あれ限界と成形限界ひずみの関係を調べるとともに、変形経路が成形限界に対してどのように影響するかについて検討を加えた。

5.2 複合変形経路

金属薄板のプレス成形においては、変形の進行に伴って板面内のひずみ比 $\beta (= \epsilon_Y / \epsilon_X)$ は変化するのが普通であるが、ここでは、図5-1に示すように、変形の途中で一度だけひずみ比 β が変化する複合変形経路を対象にして、表



	一次経路 (β_1)	二次経路 (β_2)
(a)	1	0
(b)	1	-0.5
(c)	0	1
(d)	0	-0.5
(e)	-0.5	1
(f)	-0.5	0

$\beta=1$: 等二軸引張変形
 $\beta=0$: 平面ひずみ引張変形
 $\beta=-0.5$: 一軸引張変形

図5-1 シミュレーションに用いた複合変形経路

面あれのシミュレーションを行った。これらの複合変形経路は、等二軸引張変形 ($\beta=1$)、平面ひずみ引張変形 ($\beta=0$) および一軸引張変形 ($\beta=-0.5$) の3種類の単純変形経路を基本にしたものであり、一次経路と二次経路の組合せによって (a)~(f) までの6種類である。なお、シミュレーションには図4-1に示した材料モデルを使用した。

5.3 変形の進行に伴う表面凹凸の発達状況

変形の進行に伴う板表面の凹凸の発達状況を計算した例を図5-2 (a)~(f)に示す。なお、図の表示において、表面の凹凸を明確に表わすために板厚方向 (Z軸) の倍率を X, Y 軸方向のそれぞれの10倍にしてある。(a), (b) は、等二軸引張り ($\beta=1$) の途中 ($\epsilon_x=0.1$) において、変形様式を平面ひずみ引張り ($\beta=0$) および一軸引張り ($\beta=-0.5$) へと変化させた場合である。また、(c),

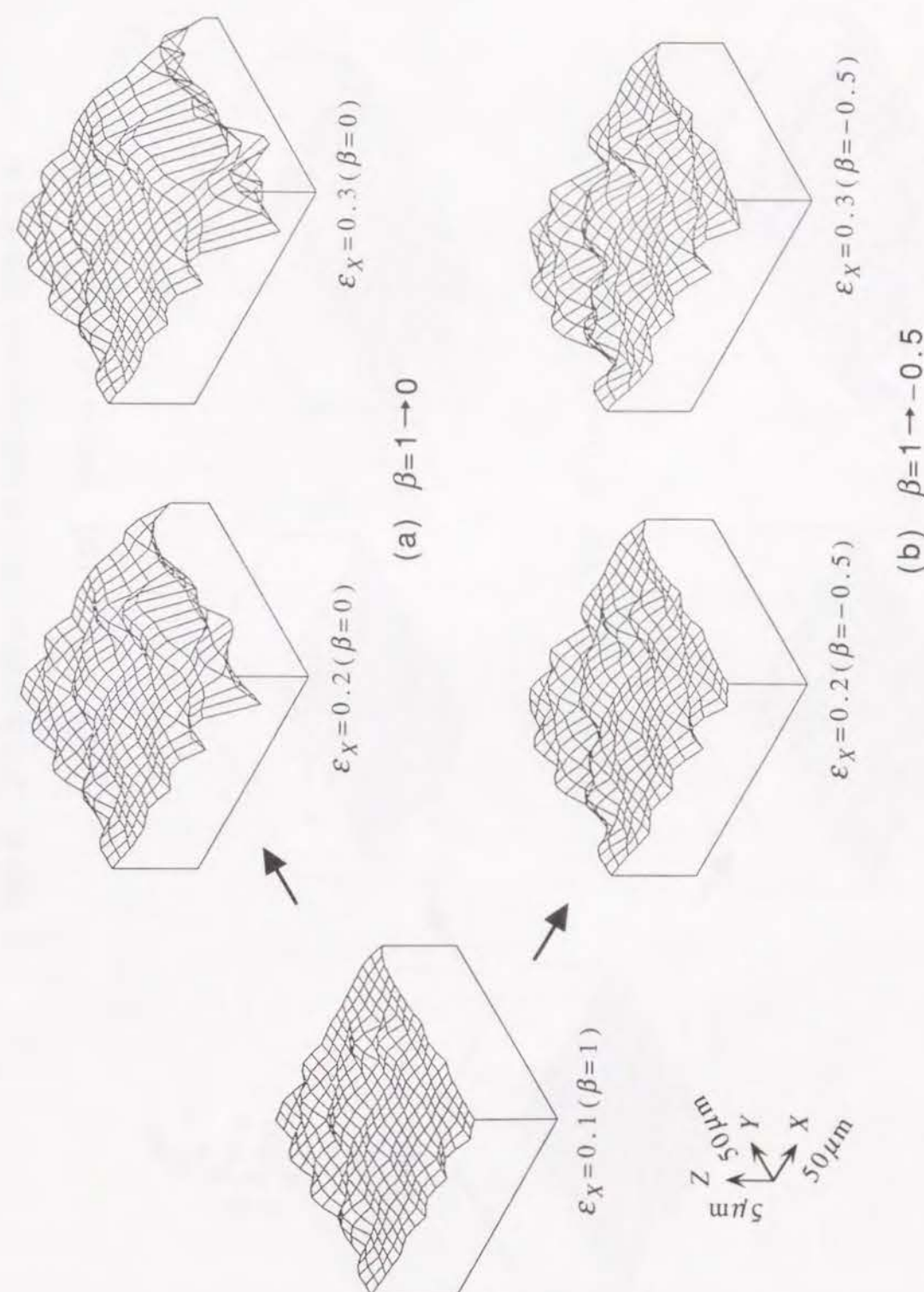


図5-2 複合変形経路における板表面の凹凸の発達状況

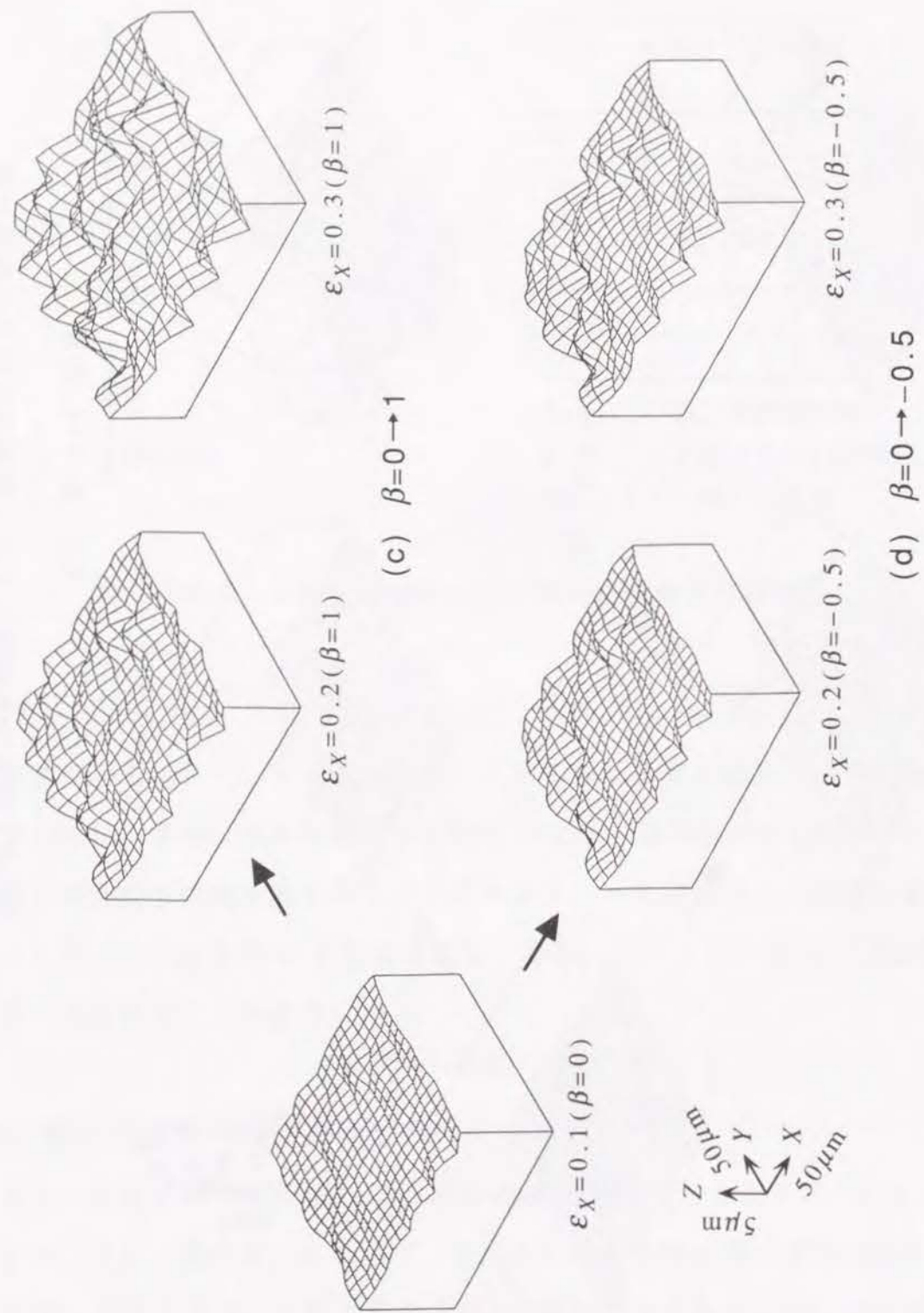


図5-2 複合変形経路における板表面の凹凸の発達状況

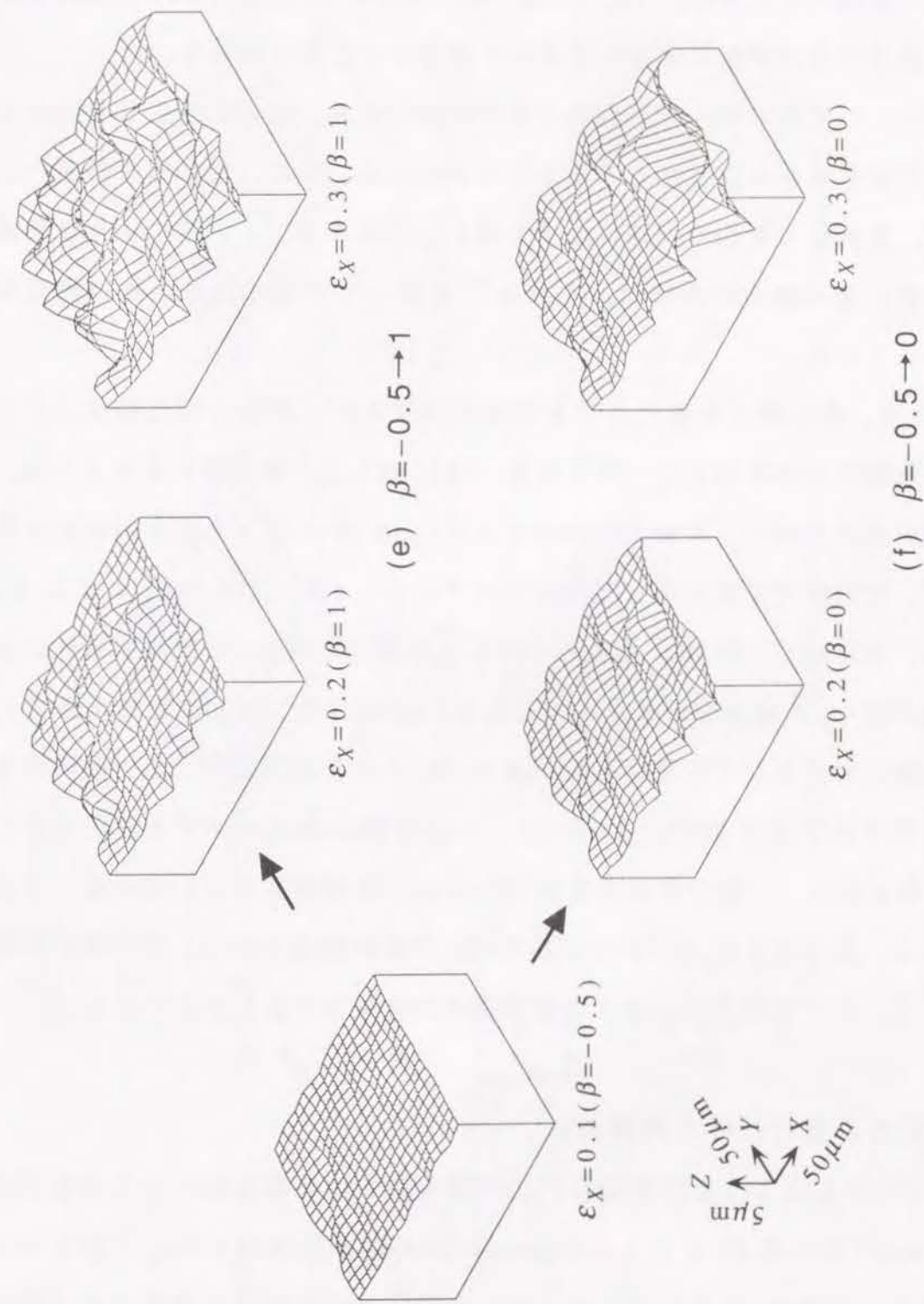


図5-2 複合変形経路における板表面の凹凸の発達状況

(d) は平面ひずみ引張りの途中 ($\epsilon_X=0.1$) において等二軸引張りおよび一軸引張りへと変化させた場合、(e), (f) は一軸引張りの途中 ($\epsilon_X=0.1$) において等二軸引張りおよび平面ひずみ引張りへと変化させた場合である。

図から、いずれの複合変形経路の場合においても、板表面に生じる凹凸はひずみが大きくなるほど激しくなることがわかる。また、変形様式の違いによって、板表面の凹凸の発達の様子が異なることがわかる。このような表面凹凸形状の変形様式依存性は、小林ら¹⁸⁾や池ら⁵⁴⁾の観察結果とほぼ同じ傾向を示している。

図5-3は、変形様式を変化させる時点のひずみが、表面の凹凸形状にどのように影響するかを示した一例である。(B), (C) は一軸引張りを与えた後、等二軸引張りを行い、X 軸方向のひずみが $\epsilon_X=0.25$ になったときの表面状態を示す。変形様式を変化させた時点のひずみは、それぞれ $\epsilon_X=0.1$ および 0.2 である。また(A), (D) は、比較のために、単純変形経路 (等二軸引張りおよび一軸引張り) の場合を示したものである。図5-3より、次のことがわかる。一次経路におけるひずみ量が小さい場合 (B) の表面状態は等二軸引張りの場合 (A) のそれによく似ている。一方、一次経路におけるひずみ量が多い (C) の場合には、一軸引張りの場合 (D) に近い表面状態を示している。このことから、複合変形経路における表面凹凸の最終的な形状は、その変形経路において、ひずみが大きいほうの変形様式に支配されるものといえる。

5.4 変形の進行に伴う表面あれ

図5-2に示したような板表面の凹凸の最も高い山と最も低い谷の差を表面粗さ R_{max} (最大高さ) とし、この R_{max} を X 軸方向のひずみ ϵ_X に対してプロットすると図5-4のようになる。図中の○印は変形様式を変化させた時点を示す。図5-4より、複合変形経路の場合でも、表面粗さ R_{max} は変形の進行に伴って増加し続けることがわかる。ただし、変形様式が変化するとその時

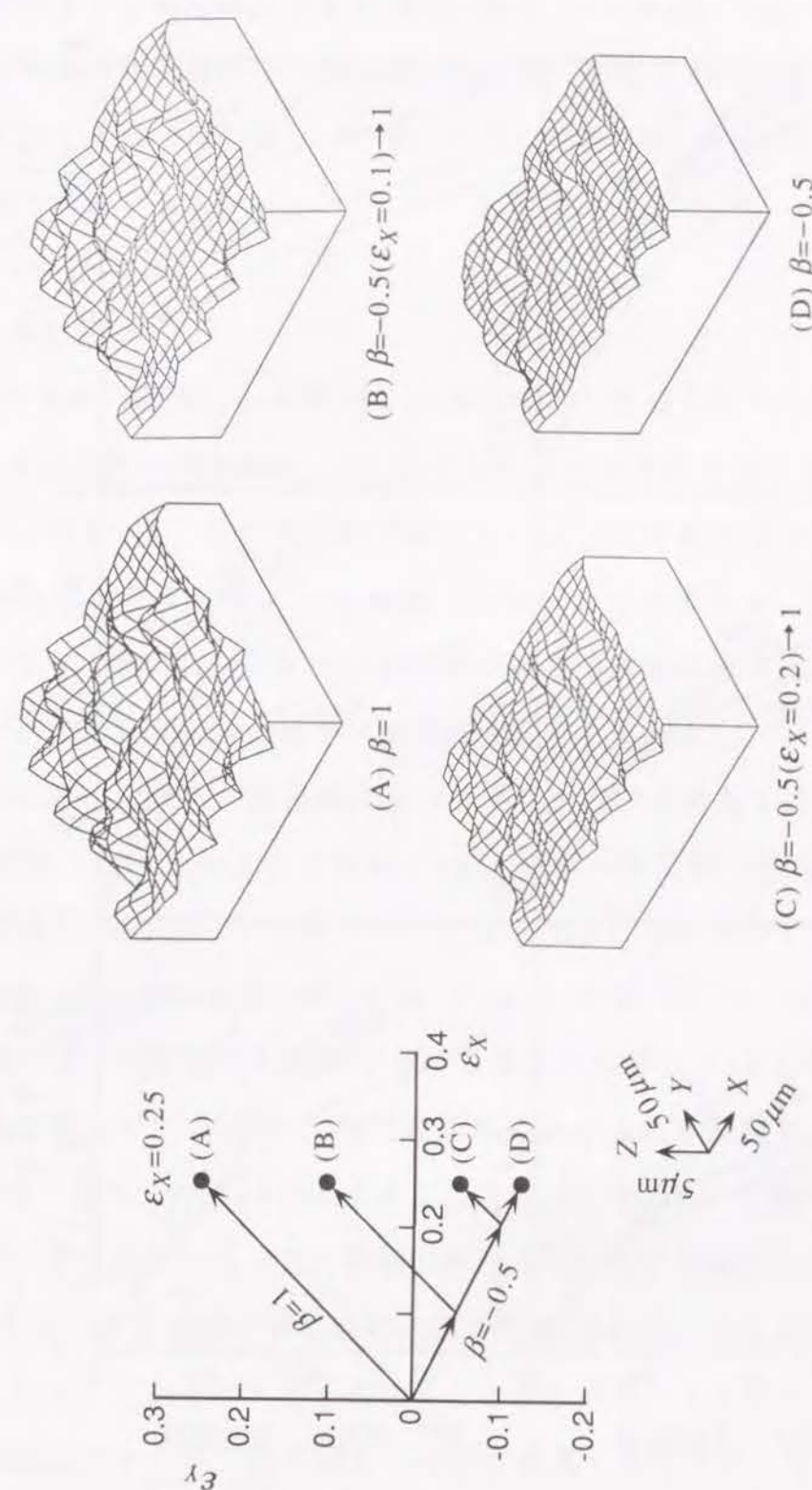


図5-3 板表面の凹凸形状に対する一次変形経路でのひずみ量の影響

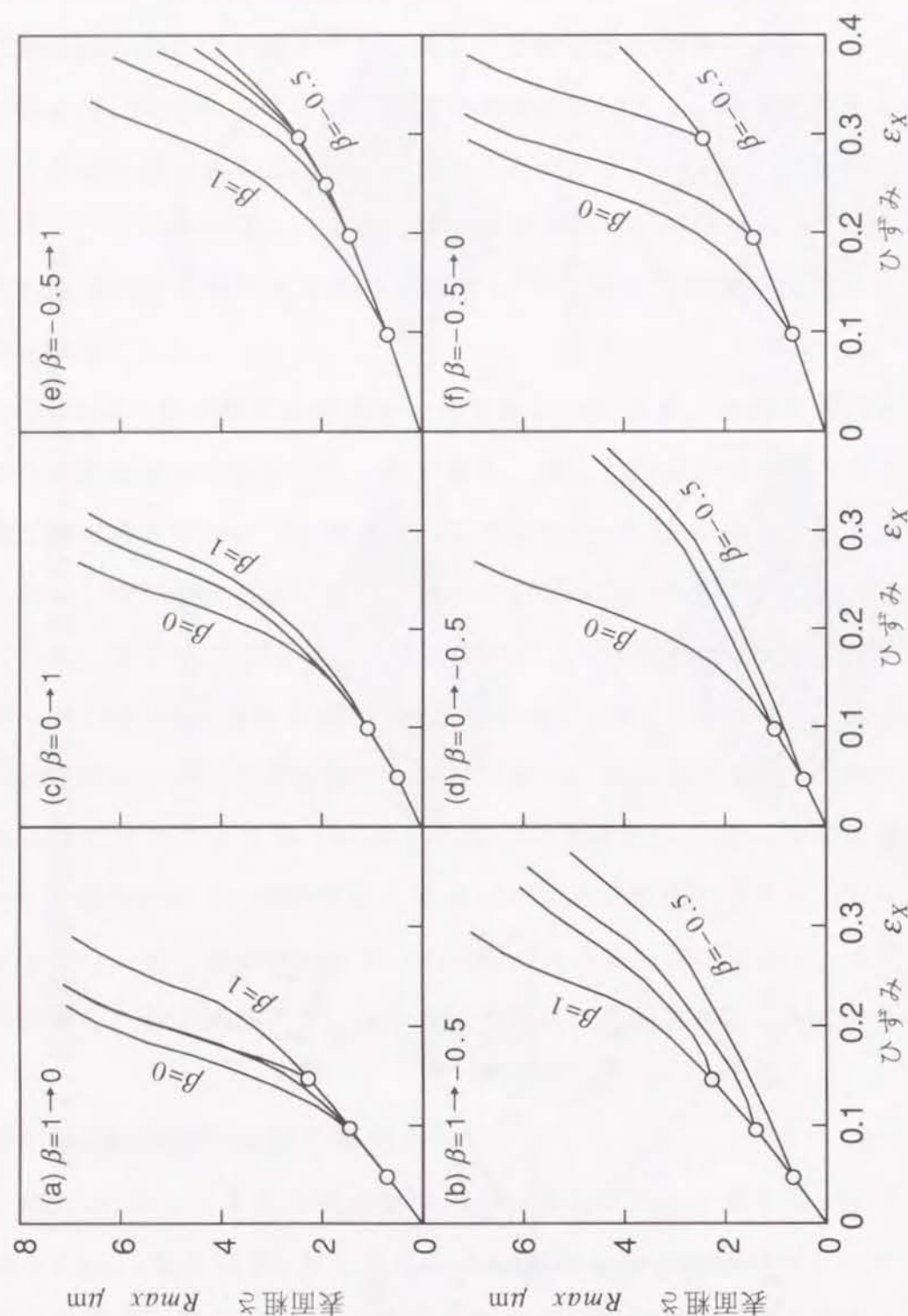


図5-4 各種複合変形経路における表面粗さ R_{max} の発達状況

点から表面粗さの増加割合が変化する。具体的には、一軸引張りの途中から等二軸引張りへと変形様式を変化させた場合 (図5-4(e)) には、変形様式を変化させた時点から表面粗さの増加割合が大きくなっている。また、反対に、等二軸引張りから一軸引張りへと変化させた場合 (図5-4(b)) には、表面粗さの増加割合が低下している。

5.5 肌あれ限界

第4章の場合と同様に、表面粗さの増加割合が急増し始めるひずみを肌あれ限界 (表面粗さの増加割合 α が $\bar{\epsilon}=0.1$ における値の2倍となるひずみ) と定義した。図5-5は、このような定義にしたがって求めた複合変形経路における肌あれ限界ひずみを $\epsilon_x-\epsilon_y$ 座標上に示したものである。図には、比較のために、第4章で示した単純変形経路の場合の肌あれ限界線、および図式的に求めた複合変形経路の肌あれ限界線も併示してある。

図式的に求めた肌あれ限界線は次のような手順で求めたものである。例えば図5-6に示すような複合変形経路 (一軸引張り→等二軸引張り) の場合、まず一次経路 (一軸引張り) におけるひずみ (P点) を等相当ひずみ曲線を用いて二次経路 (等二軸引張り) のひずみ (P'点) に換算し直す。次に、このP'点と等二軸引張りの単純変形経路における肌あれ限界ひずみ Q'点との差P'Q'を求める。そして、このP'Q'を二次経路における肌あれ限界までの余裕ひずみであると考え、 $P'Q'=PQ$ となるようにQ点を定めた。図5-6中の破線は、このようにして求めた複合変形経路における肌あれ限界線である。

図5-5から、複合変形経路における肌あれ限界線は、一次経路と二次経路の組合せによってかなり大きく異なることがわかる。すなわち、肌あれ限界は、一軸引張りから等二軸引張りへと変形様式を変化させた場合 [図5-5(e)] が最も大きく、等二軸引張りおよび一軸引張りから平面ひずみ引張りへと変化した場合 [図5-5(a)(f)] が最も小さくなる。そして、単純変形経路におけ

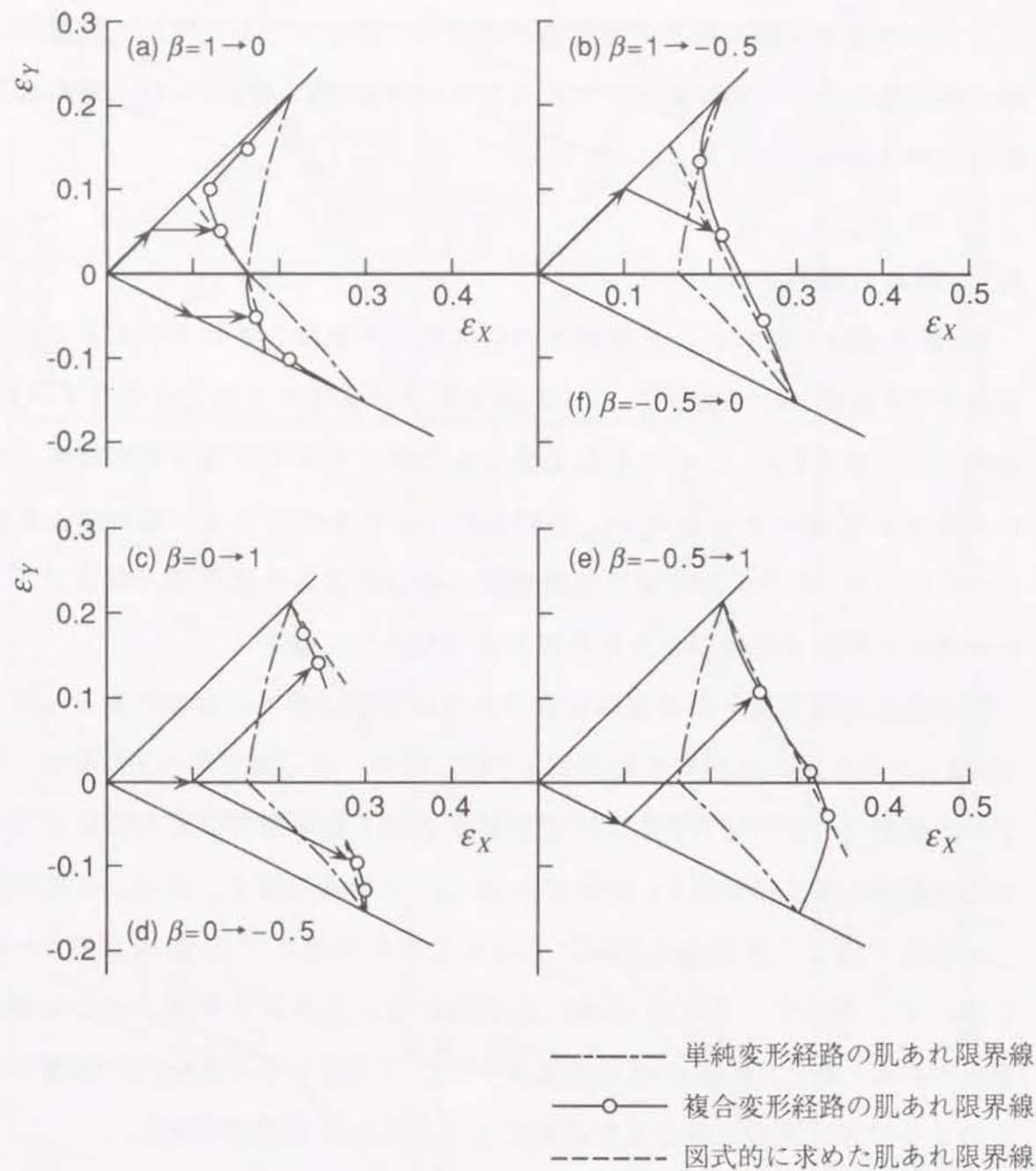


図5-5 肌あれ限界ひずみに対する変形経路の影響

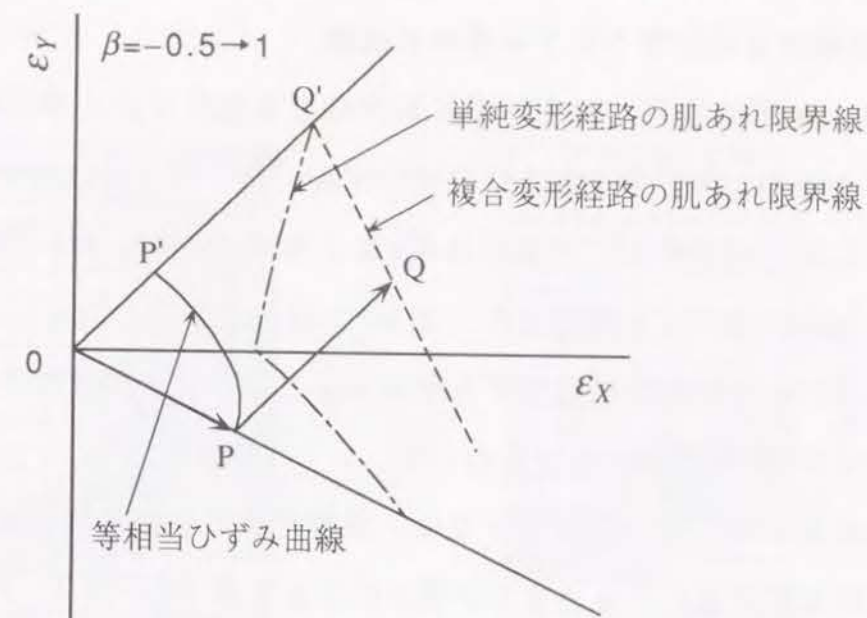


図5-6 単純変形経路の肌あれ限界線および等相当ひずみ曲線をもとにした複合変形経路の肌あれ限界の決定方法(説明図)

る肌あれ限界線は、両者の間に位置する。

また、図式的に求めた肌あれ限界線は、剛塑性有限要素法によって計算した結果とよく一致していることがわかる。このことから、複合変形経路の肌あれ限界は、単純変形経路の肌あれ限界をもとにして推測できるものと考えられる。以上のような計算結果は薄鋼板を対象にした小林ら¹⁸⁾の実験結果と定性的に一致している。

5.6 成形限界に対する表面あれと変形経路の影響

5.6.1 変形の進行に伴うひずみ集中の進展

図5-7は、変形の進行に伴うひずみ集中の進展状況を、一軸引張りの途中($\epsilon_x=0.1$)から等二軸引張りおよび平面ひずみ引張りへと変化させた場合について計算した一例である。計算には第4章と同様に要素分割を細かくした材料モデル(図4-7参照)を使用した。図5-7では、各要素のひずみ状態を一段の計算における各要素の相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}_E$ と板材モデル全体の巨視的な相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}$ の比 $\Delta\bar{\epsilon}_E/\Delta\bar{\epsilon}$ で表わした。

ひずみが小さい段階($\epsilon_x=0.15$)では、板材モデルが全体的に変形しているが、さらに変形が進行すると変形が僅少になる要素(白い部分)が多くなる。そして、ついには白い部分と黒い部分とに大別され、変形が黒い部分のみに集中して、いわゆる局部くびれが形成されていく様子がわかる。また、二次経路における変形様式の違いによって、ひずみ集中の進展状況が異なることがわかる。すなわち、一軸引張りの途中から平面ひずみ引張りへと変化させた場合($\beta=-0.5 \rightarrow 0$)には、等二軸引張りへと変化させた場合($\beta=-0.5 \rightarrow 1$)に比べて、局部くびれが形成される時期が早くなっている。

図5-8は、板材にあるひずみ(図中の●印, $\epsilon_x=0.25$, $\epsilon_y=0.1$)を与える場合、変形経路の違いによって各要素の変形状態がどのように異なるかを調べたものである。(a)のような複合変形経路(等二軸引張り \rightarrow 平面ひずみ引張り)を採用した場合には、要素の変形は白い部分と黒い部分に大別されすでに局部くびれを形成しているのに対して、(c)のような複合変形経路(一軸引張り \rightarrow 等二軸引張り)の場合には、変形が板材モデル全体にわたっており、まだ明瞭なくびれは発生していない。すなわち、板材モデルの巨視的なひずみ状態は同じであっても、そのひずみ状態に達するまでの変形経路が異なれば、材料の変形の様子に違いが生じることがわかる。

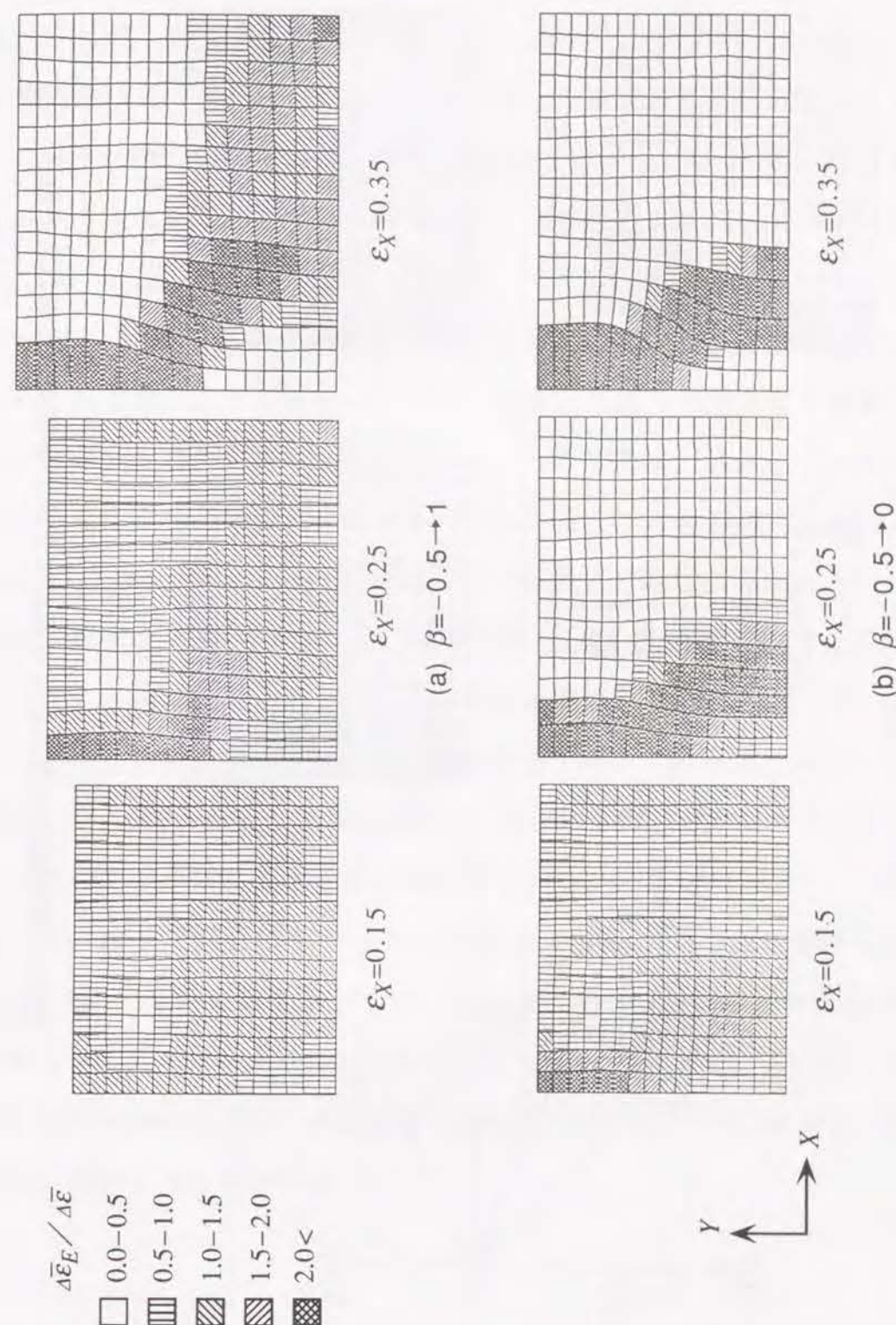


図5-7 変形の進行に伴うひずみ集中の進展状況

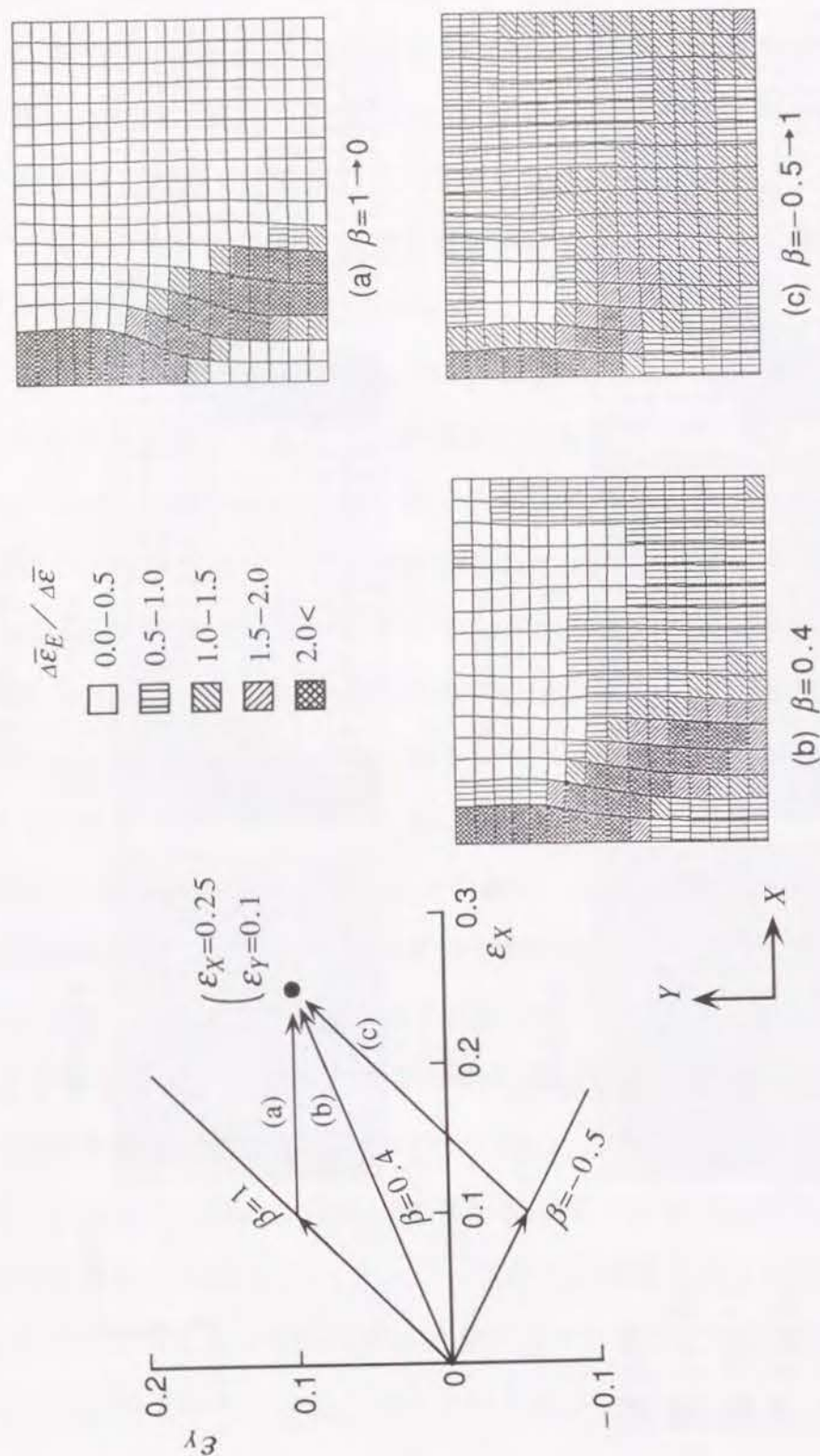


図5-8 変形経路の違いによる板材モデルの各要素の変形状態の差異

5.6.2 肌あれ限界と成形限界の関係

第4章と同様に、肌あれ限界およびくびれ発生限界 ($\Delta\epsilon_E/\Delta\epsilon \leq 0.1$ となる要素が生じたときのひずみ) を定義し、各種の複合変形経路について両者の関係を検討した。得られた計算結果を図5-9に示す。図には比較のために、単純変形経路における肌あれ限界およびくびれ発生限界をも併示した。なお、図中の (g) は板幅方向の端面 (図4-7の平面EFGH) が平面を保ったまま変形するという条件を取り除いたものであり、通常の一軸引張試験の場合に対応する。

図5-9より、肌あれ限界およびくびれ発生限界は、変形経路の違いによって大きく変化することがわかる。また、複合変形経路の場合にも肌あれ限界はくびれ発生限界の直前に位置しており、この傾向は、小林ら¹⁹⁾の結果と同じである。ただし、等二軸引張りから一軸引張りへと変形様式を変化させた場合 [図5-9 (b), (g)] には、この関係が一部逆になるところがあった。これは、変形様式を変化させた直後にひずみ増分 $\Delta\epsilon_E$ がほぼ0になる要素が現れ、上記の定義によるとただちにくびれ発生限界となるのに対して、表面粗さのほうはこの時点で一時的に粗さ増加割合が減少するためである。

図5-10は、図5-9からくびれ発生限界のみを取り出して示したものである。ここでは、このくびれ発生限界を成形限界とした。成形限界ひずみが最も大きくなるのは、一軸引張りから等二軸引張りへと変化した場合 ($\beta=-0.5 \rightarrow 1$) であり、反対に最も小さくなるのは等二軸引張りから一軸引張り (端面拘束なし) へと変化した場合 ($\beta=1 \rightarrow -0.5$ (free)) である。このような成形限界の変形経路依存性は、薄鋼板を対象にした菊間ら⁵³⁾の実験および塑性力学的解析結果と同じ傾向である。

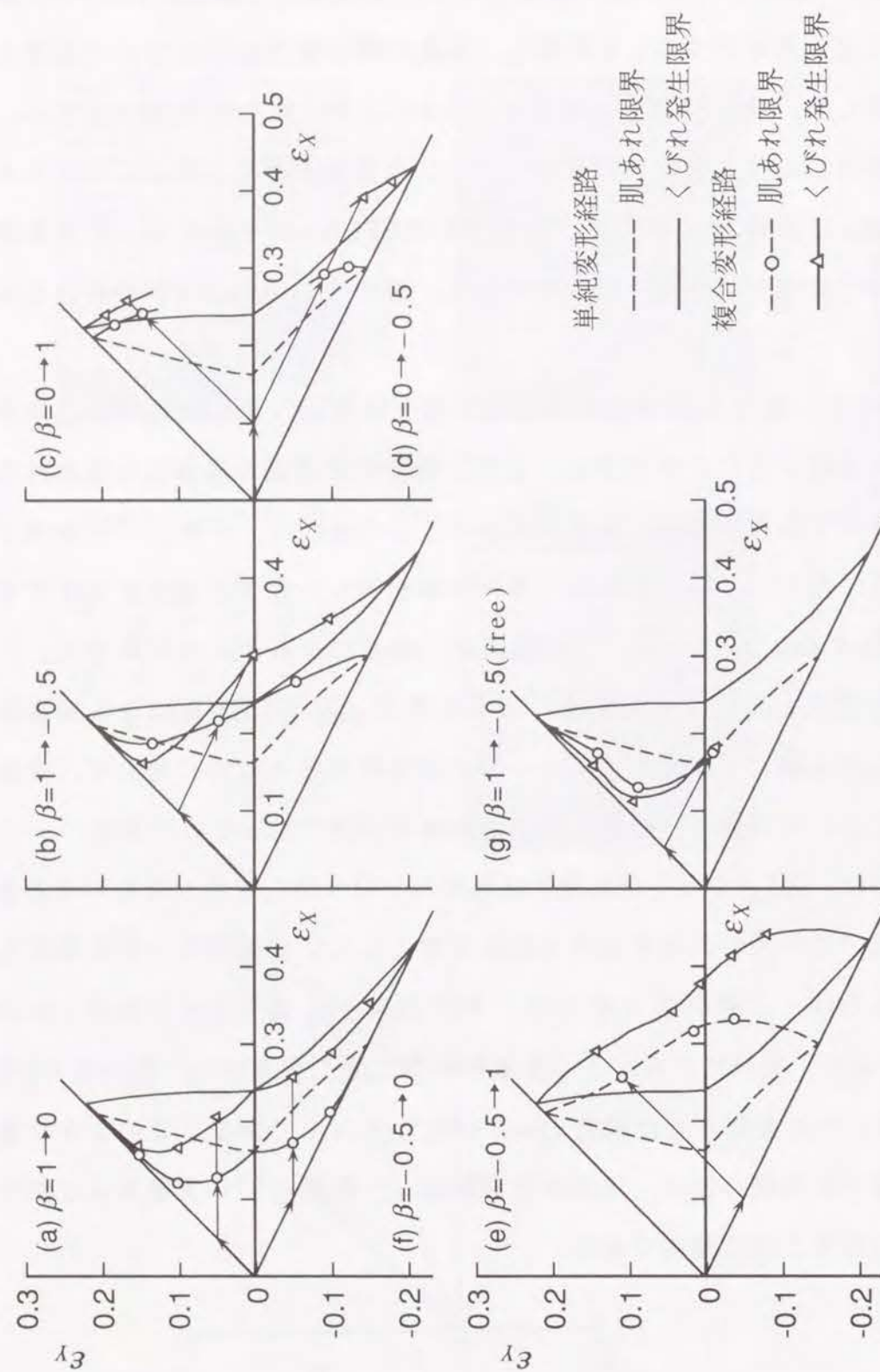


図5-9 各種複合変形経路における肌あれ限界およびくびれ発生限界

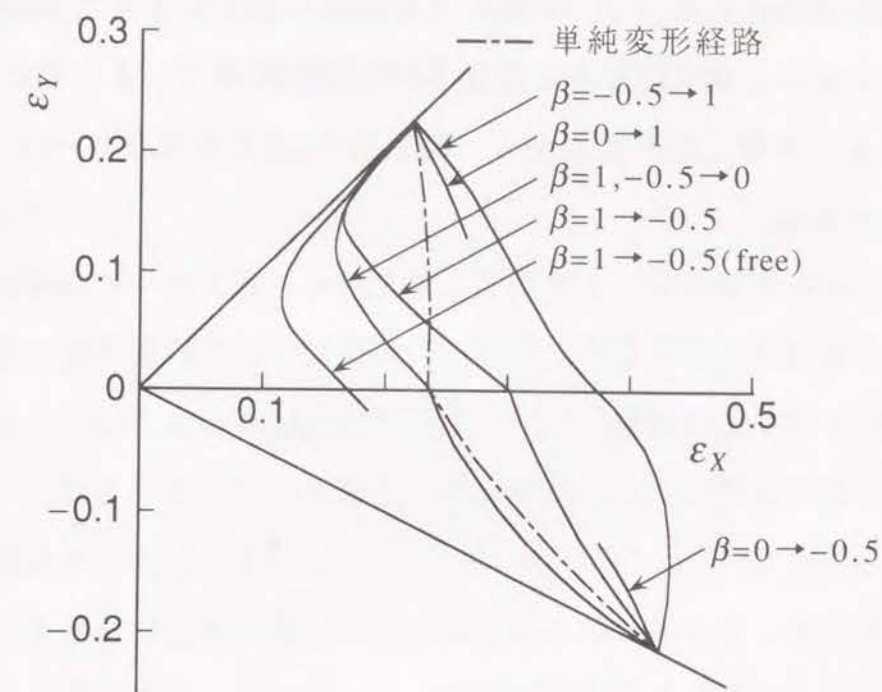


図5-10 成形限界 (くびれ発生限界) に対する変形経路の影響

5.7 結言

本章では、成形の途中で変形経路が変化するいわゆる複合変形経路の場合について、表面あれの剛塑性有限要素シミュレーションを行い、表面あれの発達および成形限界に対する複合変形経路の影響を検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

- 1) 複合変形経路においても、表面粗さは変形が大きくなるほど激しくなる。
ただし、変形様式が変化した時点で粗さの増加割合が異なることになる。
- 2) 表面粗さ増加割合が急増し始めるひずみ、すなわち肌あれ限界は、くびれ発生限界の直前 (ひずみが小さい側) に位置する。
- 3) さらに変形が大きくなると、表面粗さの凹部に変形が集中し始め、この部分が局部くびれへと進展していく。

- 4) 各種の複合変形経路のうち，くびれ発生限界が最も大きくなるのは，一軸引張りから等二軸引張りへと変化させた場合であり，また逆に，最も小さくなるのは等二軸引張りから一軸引張り(端面拘束なし)へと変化させた場合である．

第6章 アルミニウム薄板の成形限界および表面あれ特性 に対する中間焼なましの影響

6.1 緒言

金属薄板のプレス成形において加工度の大きい製品を得ようとする場合には，成形の途中段階において焼なまし(または焼ならし)をはさみながら加工を繰返していくという方法がとられている．成形の途中で中間焼なましを施すと，それまで受けていた加工硬化が除去されて延性が回復するため，一般に成形限界が向上する⁵⁵⁾．

しかしながら，変形の進行に伴う表面あれは，焼なまし後の成形においても連続して増加する．したがって，加工度が大きくなると，表面あれによる板厚の不均一さが顕著になり，これが焼なまし後の成形性を劣化させることになる．また，予ひずみを受けた材料に中間焼なましを施す場合，焼なまし条件によっては結晶粒が粗大化することがある．結晶粒の粗大化は，焼なまし後の表面あれを急増させることになるので，成形限界の低下を招く．

このように，中間焼なましは延性の回復に寄与する反面，表面あれの発達による成形限界の低下とも密接に関係する．したがって，中間焼なましによる成形限界の向上には限度があると考えられるが，この点についての詳細な検討はほとんどなされていない⁵⁶⁾．

そこで，本章では，アルミニウム薄板を対象にして，成形限界に対する中間焼なましの影響を，特に表面あれとの関連で検討した．まず，基礎的事項を把握するために，平面ひずみ変形について剛塑性有限要素法によるシミュレーションを行った．そして，表面あれの発達が局部くびれへと進展していく状況を調べ，成形限界と中間焼なましの関係を検討した．次に，一軸引張り，平面ひずみ引張りおよび穴広げ試験を行い，成形限界の向上に対する中間焼なましの影響を実験的に調べた⁵⁷⁾．

6.2 剛塑性有限要素シミュレーション

6.2.1 材料モデル

図6-1に、シミュレーションに用いた材料モデルを示す。ここでは、第3章と同様に結晶粒を変形抵抗の異なる一辺 $20\mu\text{m}$ の正方形で近似し、これが規則正しく配列している平面モデル(板幅方向[紙面に垂直]の変形が0)を使用した。引張軸方向(Y軸)に含まれる結晶粒の個数は10個とした。一方、板厚方向(X軸)に含まれる結晶粒の個数は板厚と結晶粒径の比を t/d で表示し、 $t/d=5$ および 13 の二通りの場合についてシミュレーションを行った。前者は極薄板、後者は薄板に対応する。

図6-2に、 $t/d=13$ の場合について、材料モデルの各結晶粒に与えた F 値の分布(=120~217MPa)を示す。なお、 $t/d=5$ の場合には、図6-2において中心軸 AB を表面から3層目の結晶粒へ移動させて計算を行った。

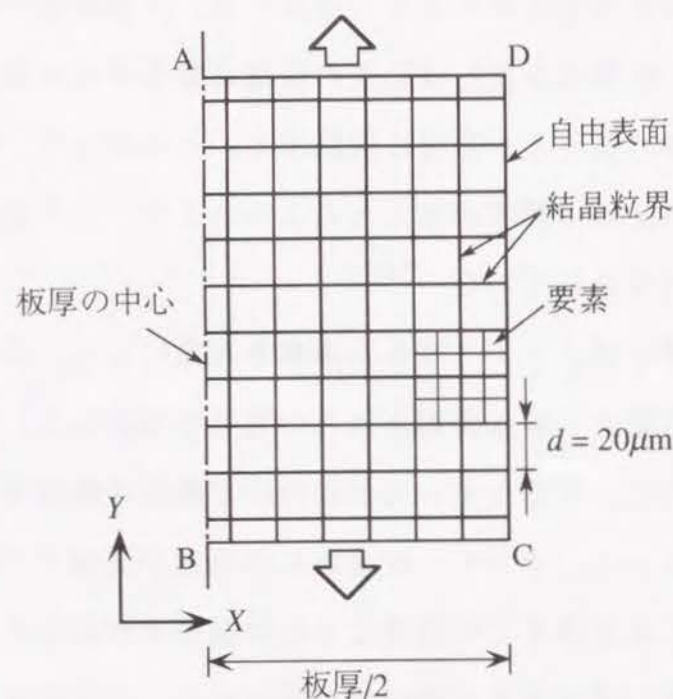


図6-1 材料モデル ($t/d=13$ の場合)

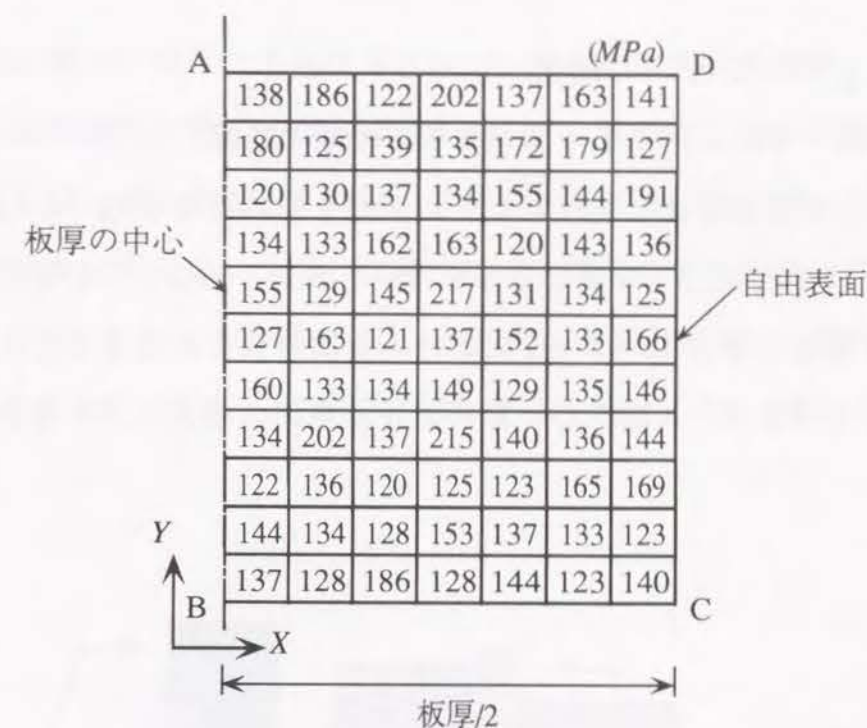


図6-2 各結晶粒の F 値の分布

$$(\bar{\sigma} = F \bar{\epsilon}^n, n=0.28, t/d=13)$$

6.2.2 計算条件

計算は、結晶粒の変形抵抗が板厚の中心軸に関して対称に分布しているものとして、板厚の $1/2$ についてのみ行った。また、1結晶粒を4要素に要素分割した。1段階の計算における境界条件は、図6-1において

AD上のX方向速度 \dot{u}_x : Free, Y方向速度 \dot{u}_y : Const.

BC上のX方向速度 \dot{u}_x : Free, Y方向速度 $\dot{u}_y=0$

AB上のX方向速度 $\dot{u}_x=0$, Y方向速度 \dot{u}_y : Free

である。1段階の計算で生じるひずみ増分は $\Delta \epsilon_y=0.01$ とした。変形の途中で焼なましを行う場合には、各要素が完全に焼なまされたものとして、各要素の予ひずみを0として計算を繰返した。ただし、ここでは中間焼なましによって加工硬化のみが除去されたものとし、各要素の形状はそのままとした。

6.3 シミュレーションの結果

6.3.1 破断ひずみに対する中間焼なまし時期の影響

図6-3は、中間焼なましをはさまずに変形を進めた場合(a→b→c→d)と、変形の途中(b: $\epsilon_Y=0.2$)で焼なましを行い各要素の予ひずみを0とした後、再び変形を進めた場合(e→f→g)における要素の変形状態を示したものである。図中の各要素は、1段階の計算における要素の相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}_E$ とモ

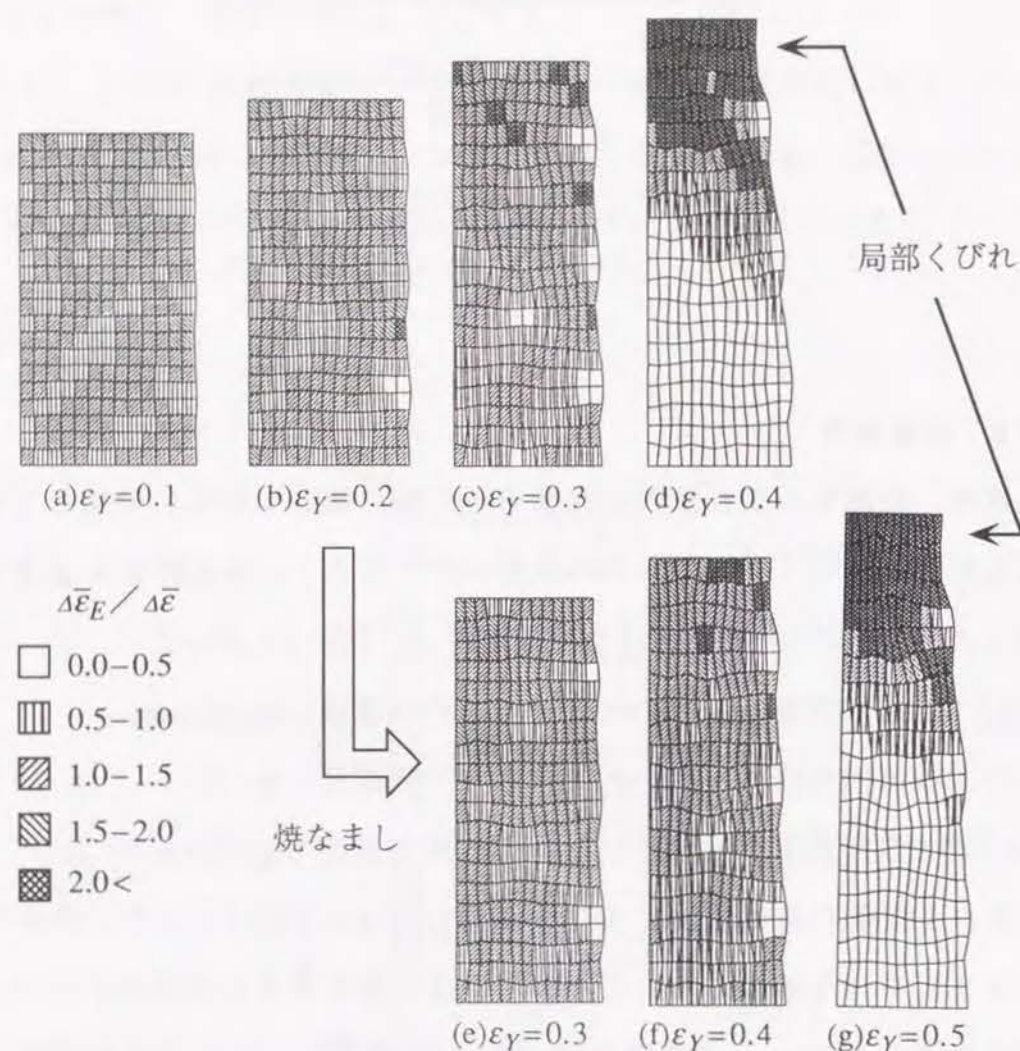


図6-3 変形に伴う表面あれの発達およびくびれ発生状況

($t/d = 13$ の場合)

デル全体の巨視的な相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}$ の比 $\Delta\bar{\epsilon}_E/\Delta\bar{\epsilon}$ によって分類している。図より、変形の進行に伴って自由表面があらえてくること、および変形が大きくなると変形が一部に集中して局部くびれが生じていく様子がわかる。また変形の途中で中間焼なましを行った場合には、局部くびれの開始時期が遅れることがわかる。このような傾向は $t/d=13$ および5の場合とも同じである。ただし、 t/d が小さい場合には局部くびれ発生時のひずみ ϵ_Y が小さくなる。

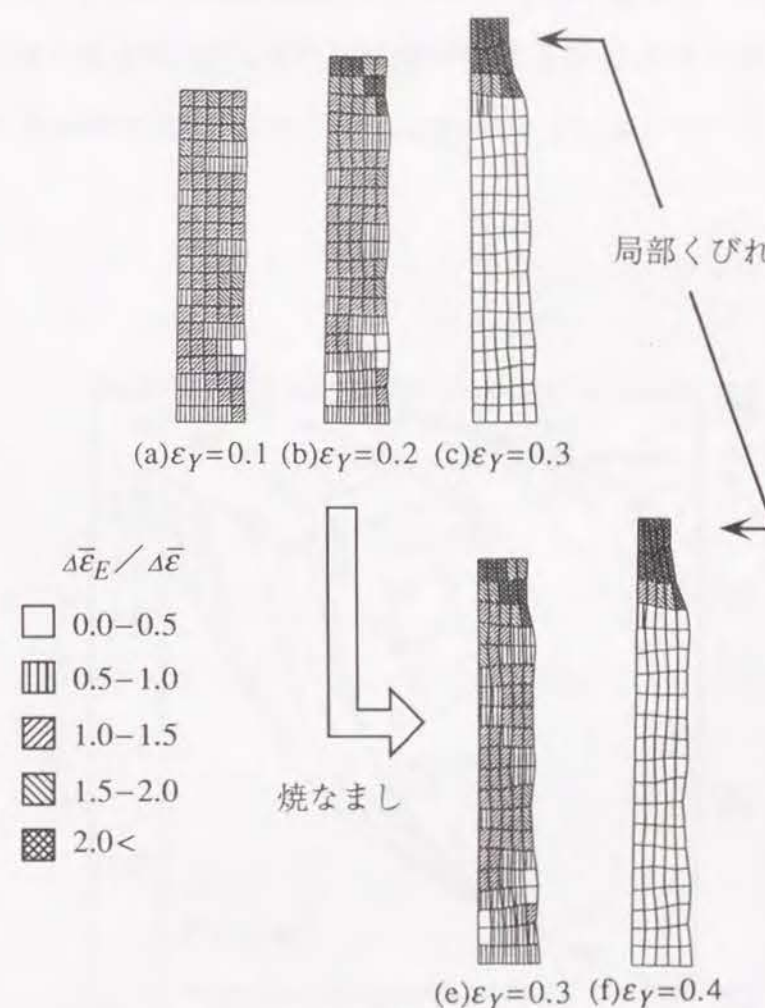


図6-3 変形に伴う表面あれの発達およびくびれ発生状況

($t/d = 5$ の場合)

図6-4に、焼なまし時点の予ひずみ ε_{Y0} を変化させて、焼なましを1回行った場合の変形の進行に伴う表面粗さの発達を示す。図中の○●印は中間焼なましを行った時点である。図より、表面粗さは、変形の進行に伴ってほぼ直線的に増大し、あるひずみに達すると急増することがわかる。この表面粗さの急増は、図6-3に示した局部くびれの発生と対応している。中間焼なましを行うと予ひずみ ε_{Y0} が大きいものほど表面粗さが急増するひずみが大きくなっており、局部くびれの発生時期が遅れることがわかる。しかし、予ひずみ ε_{Y0} によって生じた表面粗さが大きい場合（図中の*印： $t/d=5$, $\varepsilon_{Y0}=0.3$ の場合）には、焼なまし後の変形において表面粗さが急増し、ただちに局部くびれが発生する。また、表面粗さが急増し始めるひずみは、 $t/d=5$ の場合（板厚が薄い）のほうが $t/d=13$ の場合に比べて小さくなっている。

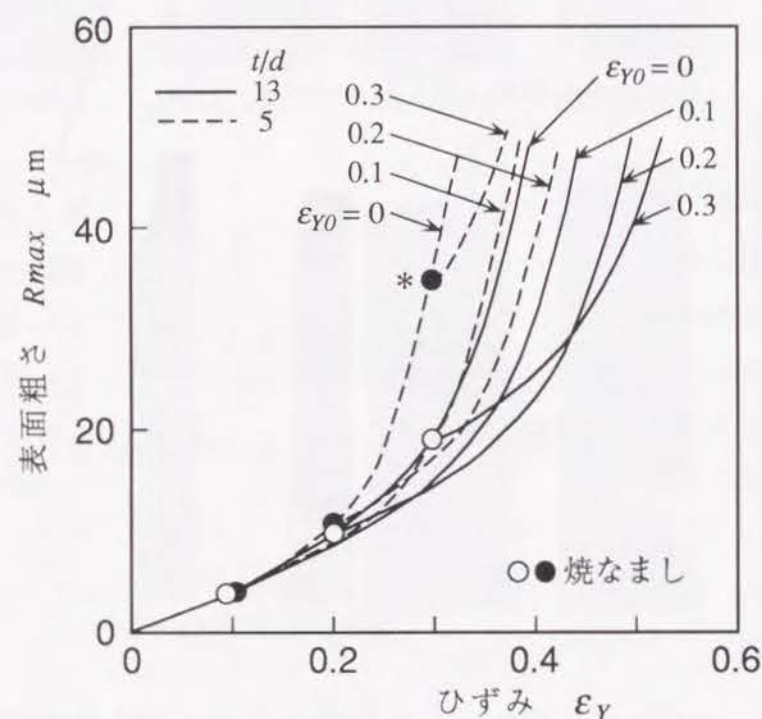


図6-4 変形の進行に伴う R_{max} の発達

表面あれによって生じた板厚の不均一さ $f_R (=t_B/t_A)$ (図3-8参照) の進展状況を図6-5に示す。図6-4において表面粗さが急増する以前のひずみ範囲では、表面粗さの値は $t/d=5$ および $t/d=13$ の場合とも同じ程度であるが、板厚の不均一さ f_R に注目すると、図6-5に示すように $t/d=5$ のほうが、 f_R の進展が激しくなっている。このため、板厚が薄いものほど板厚の不均一さ f_R が顕著になり、局部くびれの発生時期が早くなる。

図6-6は、中間焼なましを行うことによって引張軸方向の公称応力 σ_Y とひずみ ε_Y の関係がどのように変化するかをみたものである。なお、公称応力 σ_Y は、焼なまし後の初期断面積を $A=A_0L_0/L$ (A_0 , L_0 : 変形前の断面積, 引張軸方向の長さ, L : 焼なまし時の長さ) として求めたものである。また、図中の○●印は最大公称応力である。

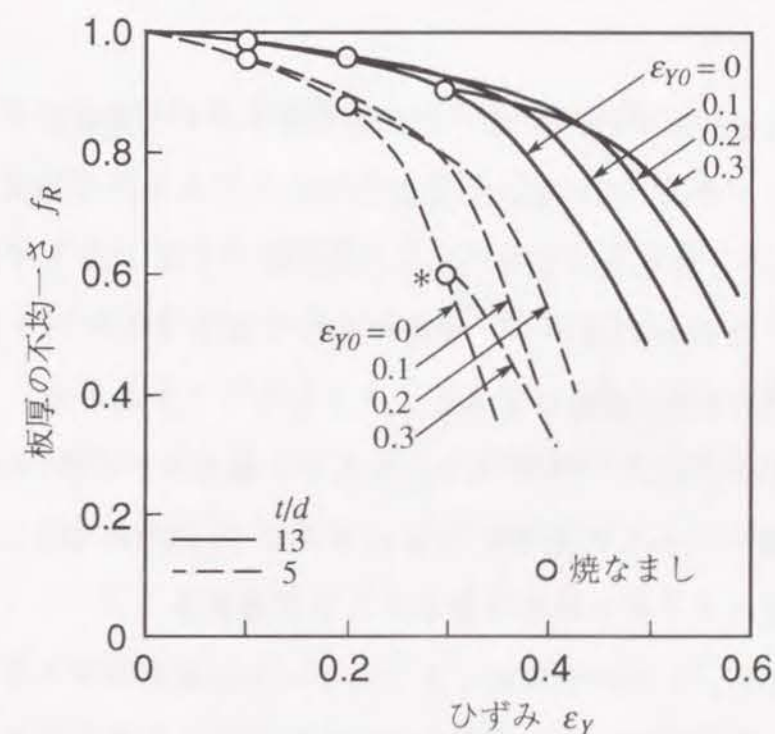


図6-5 変形の進行に伴う板厚の不均一さ f_R の進展

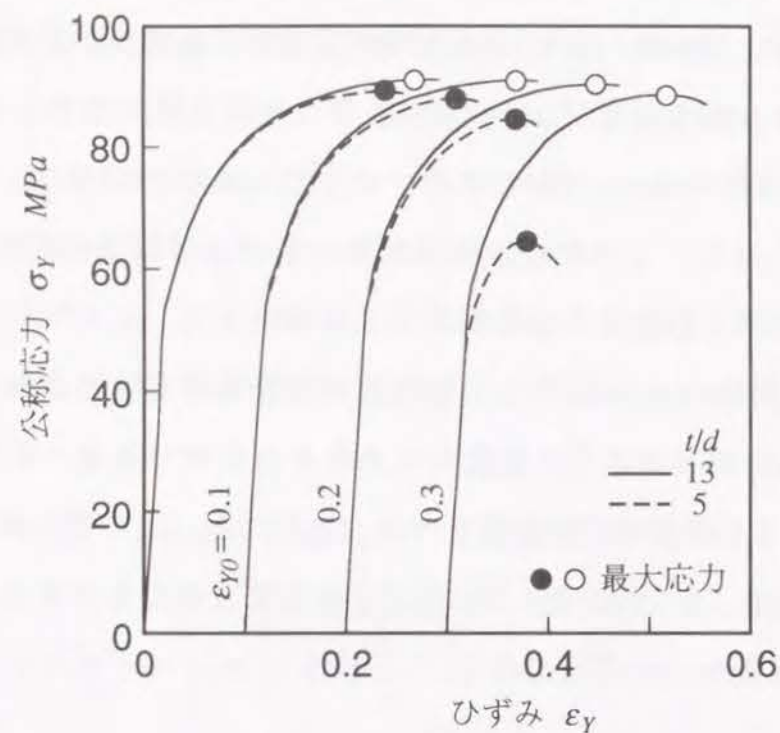


図6-6 公称応力 σ_Y -ひずみ ε_Y 曲線に対する予ひずみ ε_{Y0} の影響

平面ひずみ引張変形では、局部くびれ発生時において公称応力 σ_Y が最大となるため、ここでは、この最大公称応力時のひずみ ε_Y^* を成形限界 (破断ひずみ) とすることにした。図6-7に、この破断ひずみ ε_Y^* と予ひずみ ε_{Y0} の関係を示す。これらの図から、変形の途中で焼なましを行うと予ひずみ ε_{Y0} が大きいものほど全破断ひずみが大きくなることがわかる。しかし、焼なまし後の破断ひずみは、予ひずみ ε_{Y0} が大きい場合ほど小さくなっている。特に、板厚が薄い $t/d=5$ の場合には予ひずみが ε_{Y0} が0.2以上になると全破断ひずみの向上はほとんど期待できないことがわかる。

以上のことから、1回の中間焼なましによって全破断ひずみを向上させるためには、表面粗さが急増する以前の段階で、できるだけ大きい予ひずみ ε_{Y0} を与えた後に焼なましを行うのが得策であると考えられる。

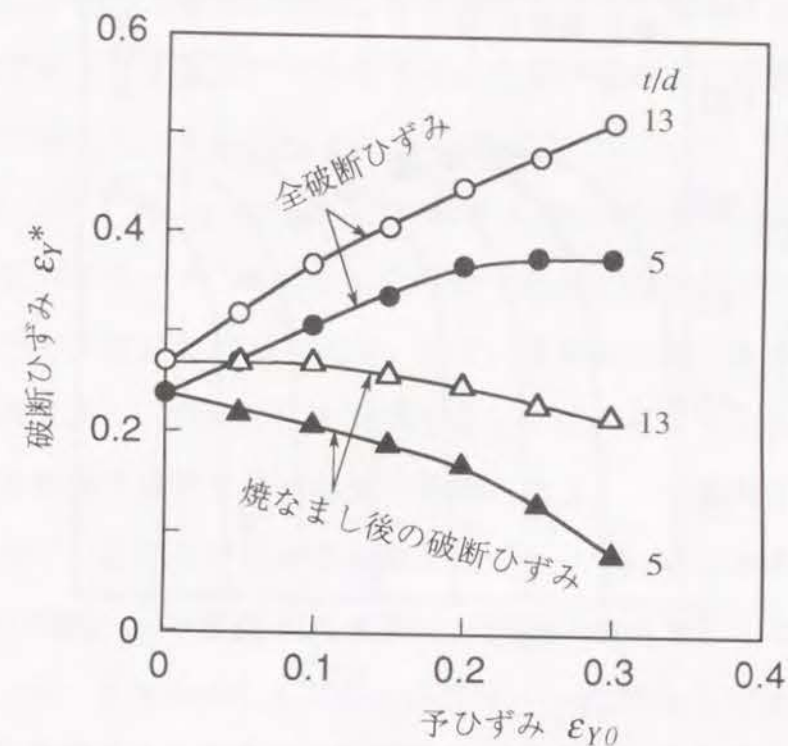


図6-7 破断ひずみに対する予ひずみ ε_{Y0} の影響

6.3.2 破断ひずみに対する中間焼なまし回数の影響

1回ごとの変形で与える予ひずみ ε_{Y0} を0.1および0.2として計算を繰返し、破断ひずみに対する中間焼なまし回数の影響を調べた。図6-8は、焼なまし回数 N の増加に伴う公称応力 σ_Y -対数ひずみ ε_Y 曲線の変化を $\varepsilon_{Y0}=0.1$ に対して示したものである。また図6-9に、焼なましを施した時点のひずみ ε_{YA} と全破断ひずみおよび1回ごとの破断ひずみの関係を示す。これらの図から、焼なまし回数の増加とともに全破断ひずみは増大することがわかる。ただし、1回ごとの破断ひずみは減少する。焼なまし回数が増えるにつれて焼なまし後の破断ひずみが0.1以下となっており、これ以後では中間焼なましによる延性の向上は期待できなくなる。また、全破断ひずみに対する1回ごとの予ひずみの影響 ($\varepsilon_{Y0}=0.1$ と0.2の場合の違い) はほとんど見ら

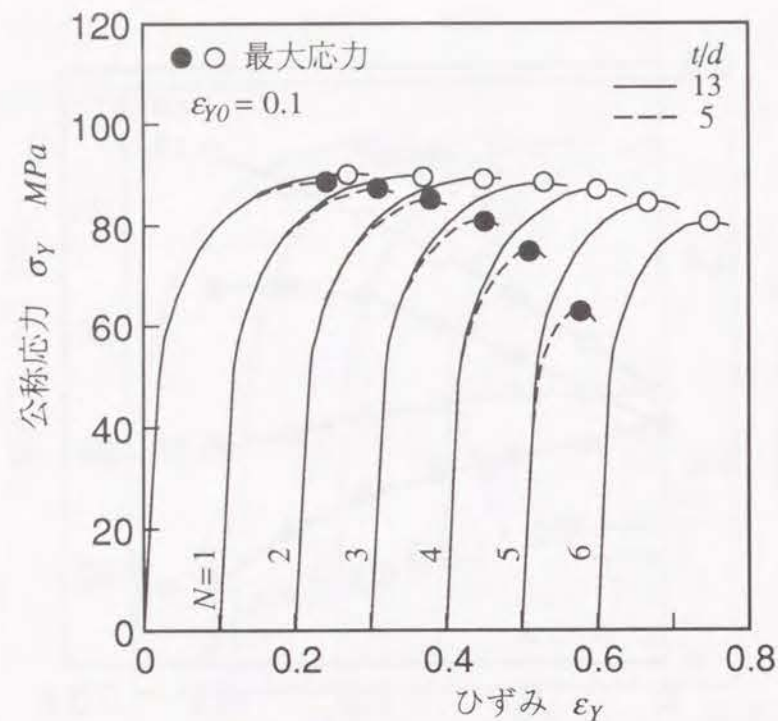


図6-8 公称応力 σ_y -ひずみ ε_y 曲線に対する焼なまし回数の影響

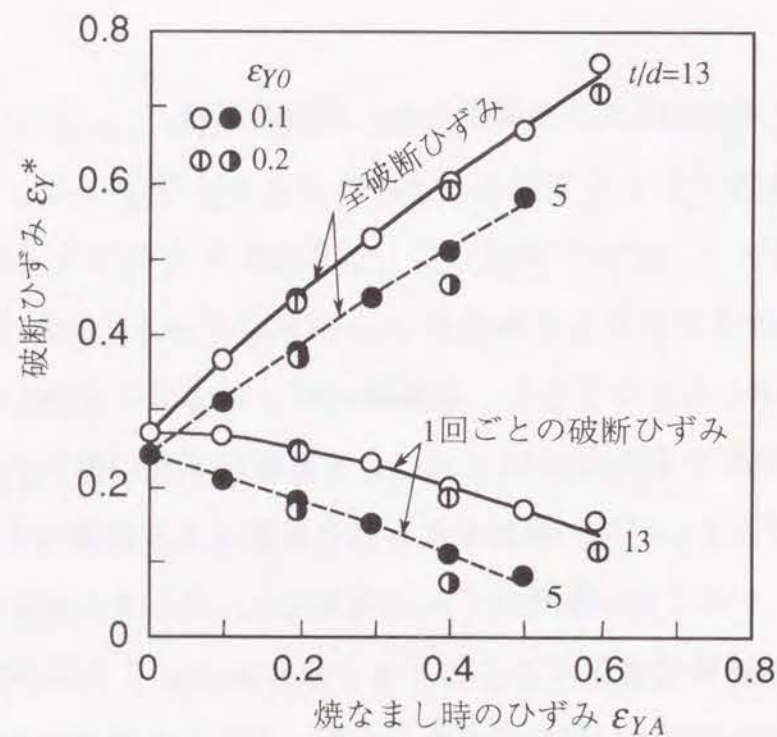


図6-9 破断ひずみに対する焼なまし回数の影響

れない。したがって、変形と焼なましを繰り返していく場合には、1回の変形で与えるひずみをできるだけ大きくすることが、焼なまし回数を低減させるために得策であるといえる。

図6-10は、ひずみ ε_y に対する表面粗さ R_{max} の変化を予ひずみ ε_{y0} ($=0.1, 0.2$) をパラメータとして示したものである。図中のプロット点は中間焼なましを行った時点を示しており、また一点鎖線は中間焼なましを行わない場合の結果である。図から、中間焼なましをはさみながら変形を繰り返した場合には、表面粗さは焼なまし以後も単調に増大し、中間焼なましを行わない場合に比べて、局部くびれ発生時期が遅くなっていることがわかる。また図6-11は、ひずみ ε_y に対する板厚の不均一さ f_R の変化を示したものである。図に示すように、表面あれによる板厚の不均一さ f_R がある程度進展すると、焼なまし後の成形において直ちに板厚の薄い部分に変形が集中して局部くび

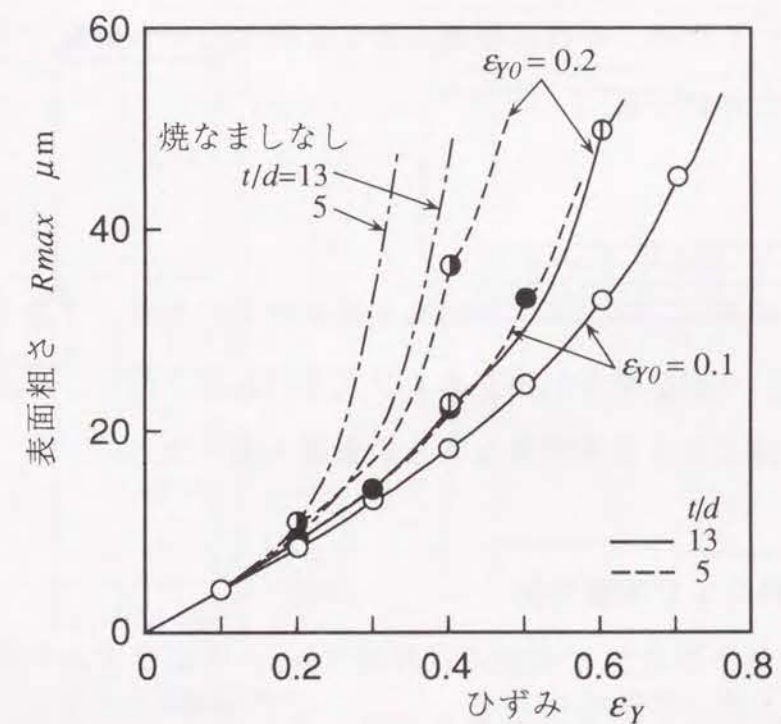


図6-10 変形の進行に伴う R_{max} の発達

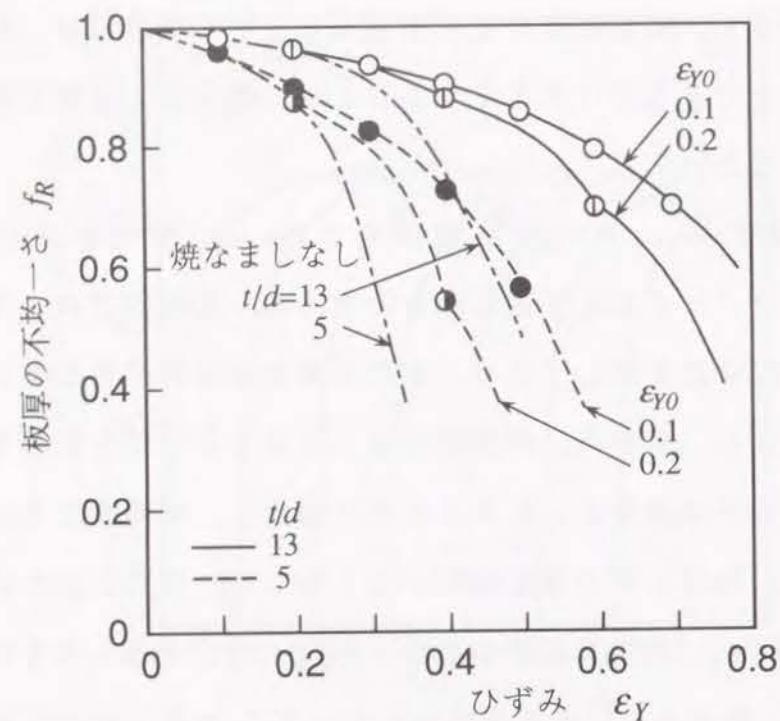


図6-11 変形の進行に伴う板厚の不均一さ f_R の進展

れへと進展していくため、それ以後焼なましを繰返しても破断ひずみの増大は期待できないことになる。

6.4 実験方法

以上のようなシミュレーションの結果を確かめるために、アルミニウム薄板の一軸引張り、平面ひずみ引張りおよび穴広げ試験を行い、成形限界および表面粗さの発達に対する中間焼なましの影響を調べた。

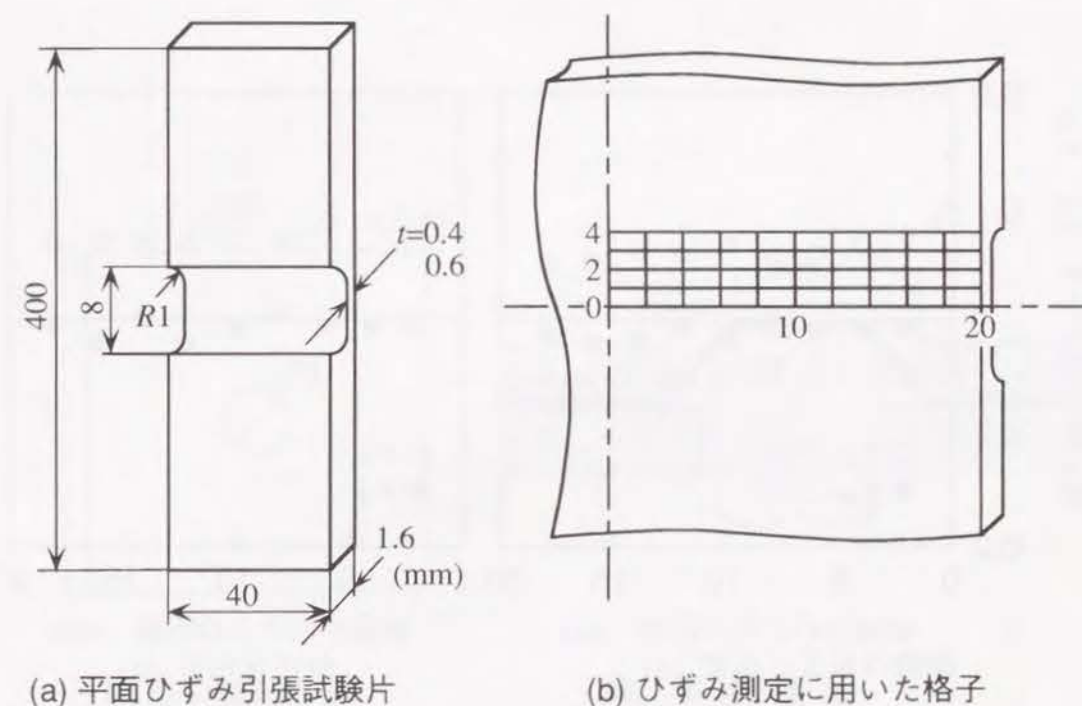
6.4.1 供試材料および実験方法

一軸引張り試験および穴広げ試験には板厚 1mm、平面ひずみ引張り試験には板厚 1.6mm の軟質アルミニウム板を使用した。これらの引張特性値を表 6-1 に示す。

一軸引張り試験には、JIS13A号試験片を使用した。また、平面ひずみ引張り試験には、図6-12に示す形状・寸法の試験片を使用した。これらの試験片は、板の圧延方向を引張軸方向に一致させた。平面ひずみ引張り試験片の形状・寸法は、戸澤ら⁵⁸⁾の研究を参考にして決定したものである。この試験片の溝部はボールエンドミル(直径8mm、肩丸み半径1mm)を使用してフライス削りにより作製し、溝部の板厚を 0.4mm および 0.6mm とした。

表6-1 アルミニウム板の引張特性値 ($\sigma = F \varepsilon^n$)

板厚(mm)	引張強さ(MPa)	F 値(MPa)	n 値	r 値
1.0	113.6	177	0.25	0.74
1.6	86.6	161	0.26	0.71



(a) 平面ひずみ引張り試験片

(b) ひずみ測定に用いた格子

図6-12 平面ひずみ引張り試験片の形状およびひずみ測定に用いた格子

実験では、まずこれらの試験片に焼なまし (360℃, 30min.) を施した後、引張試験を行った。そして、変形の途中で試験片を取り外し、ひずみおよび表面粗さを測定した。また、種々の予ひずみを与えた後に中間焼なましを施し、再び引張試験を行って破断ひずみの向上を調べた。

6.4.2 破断ひずみおよび表面粗さの測定方法

一軸引張試験における破断ひずみは、破断後の試験片を突き合わせて標点間距離 (初期標点間距離 50mm) を測定して求めた。

平面ひずみ引張試験では、図6-12に示すように試験片の引張軸方向に1mm、幅方向に2mm間隔の格子を印刷し、格子点の座標を測定することによってひずみを求めた。図6-13に、一例として、板厚 $t=0.6\text{mm}$ の場合の変形途中におけるひずみ分布を示す。(a)は、図6-12に示したけがき線 0-1 間

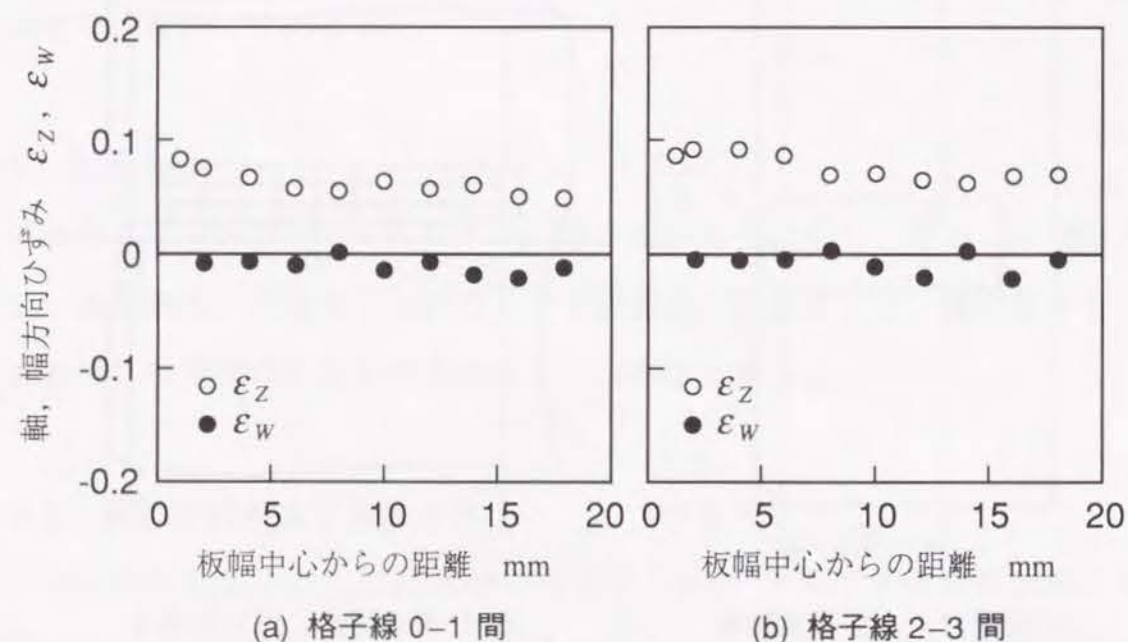


図6-13 軸方向および幅方向のひずみ分布

のひずみ、(b)は、けがき線 2-3 間のひずみを測定したものである。図6-13から、板幅方向のひずみ ϵ_w はほぼ 0 となっており、平面ひずみ変形が達成されていることがわかる。また、平面ひずみ引張試験において最大荷重点で生じるくびれは、局部くびれとなるためこの時点のひずみを破断ひずみとした。

表面粗さの測定には触針式粗さ測定機を使用し、試験片の中央部を3~5箇所測定し、その平均値を実験値とした。粗さの測定方向は、一軸引張りでは軸方向、平面ひずみ引張りでは幅方向とした。なお、表面粗さは測定長さを2.5mm、カットオフ値を0.8mmとして最大高さ R_{max} で表示した。

穴広げ試験では、一辺150mmの正方形の中心部に直径20mmの穴をあけた素板を使用し、これに図6-14に示す工具を使用して張出し変形を与えた。穴広がり率は、穴の初期半径 R と変形後の半径 r を用いて次式で表した。

$$\beta = \frac{(r - R)}{R} \times 100\% \quad (6.1)$$

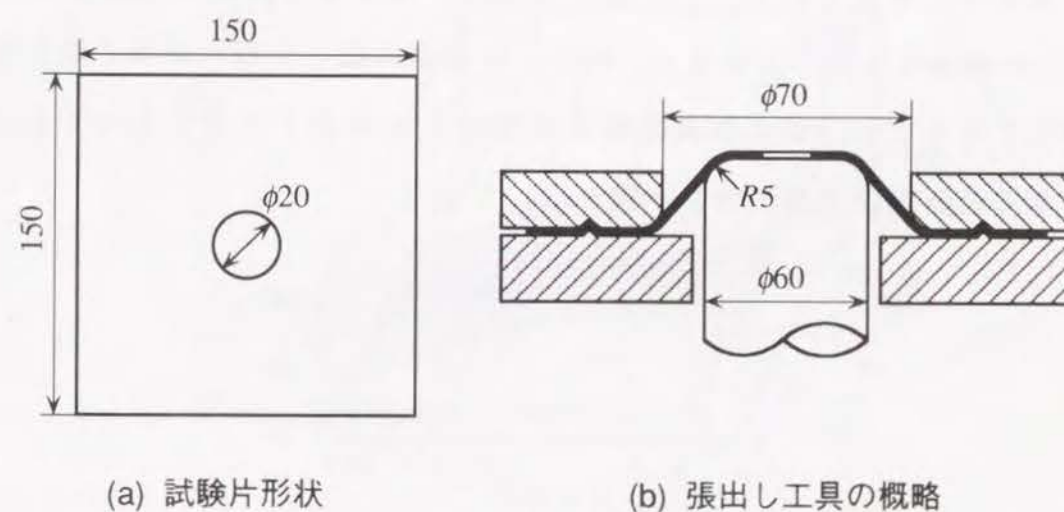


図6-14 穴広げ試験に使用した試験片と張出し工具の概要

6.5 実験結果および考察

6.5.1 破断ひずみおよび表面粗さ増加割合に対する焼なまし条件の影響

予ひずみ (塑性変形) を受けた材料に焼なましを施すと、加工硬化の除去、延性の回復・増大、結晶粒の成長・粗大化などがおこる。図6-15 (a), (b) および (c) は、これらが焼なまし条件 (時間・温度) や焼なまし時点における予ひずみ ϵ_0 の大きさによってどのように変化するかを調べるために、全破断ひずみ ϵ^* 、表面粗さ増加割合 α およびマイクロビッカース硬さ H_v を測定した例である。

図より、全破断ひずみ ϵ^* 、表面粗さ増加割合 α およびマイクロビッカース硬さ H_v の値は、予ひずみと焼なまし条件の両方に依存して変化することがわかる。焼なまし時間が約 30 分以上の場合には、前に受けた加工硬化の影響がほぼ完全に除去されており、予ひずみ ϵ_0 が大きいものほど全破断ひずみが大きくなる傾向を示す。しかし、予ひずみが $\epsilon_0=0.13$ 付近では、全破断ひずみが小さい値を示している。この全破断ひずみが低下する領域では、表面粗さ増加割合 α が逆に大きくなっている。これは、中間焼なましによって結晶粒が粗大化したために、焼なまし後の表面粗さの発達が増大したことによるものと考えられる。これらの傾向は、焼なまし温度が 360°C および 600°C の場合とも同じであるが、 600°C の場合のほうが短い時間で焼きなましを完了すること、および表面粗さ増加割合 α が若干大きくなっており、そのぶん全破断ひずみが小さい値を示している。

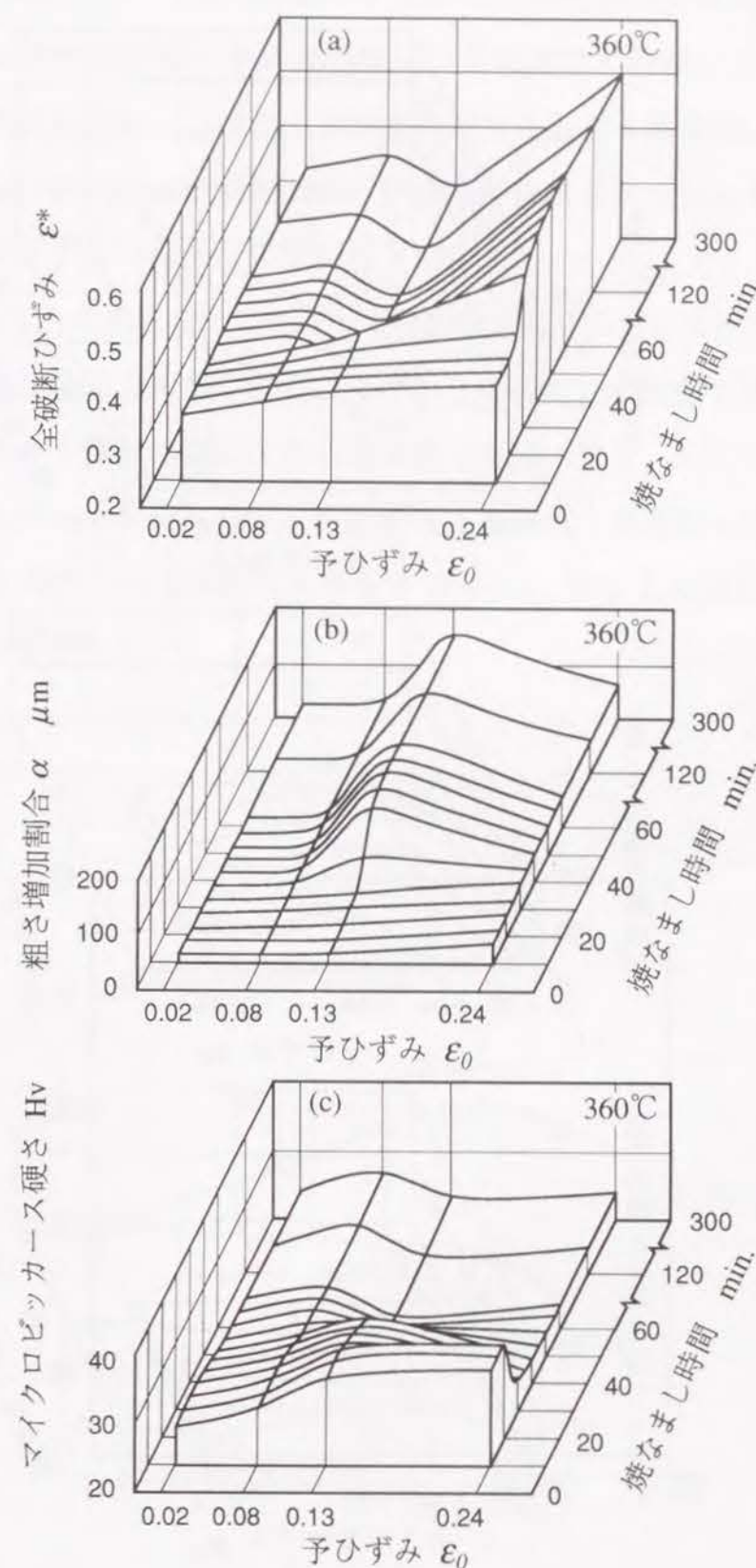


図6-15 破断ひずみ、粗さ増加割合およびマイクロビッカース硬さに対する予ひずみと焼なまし条件の影響 (焼なまし温度 360°C の場合)

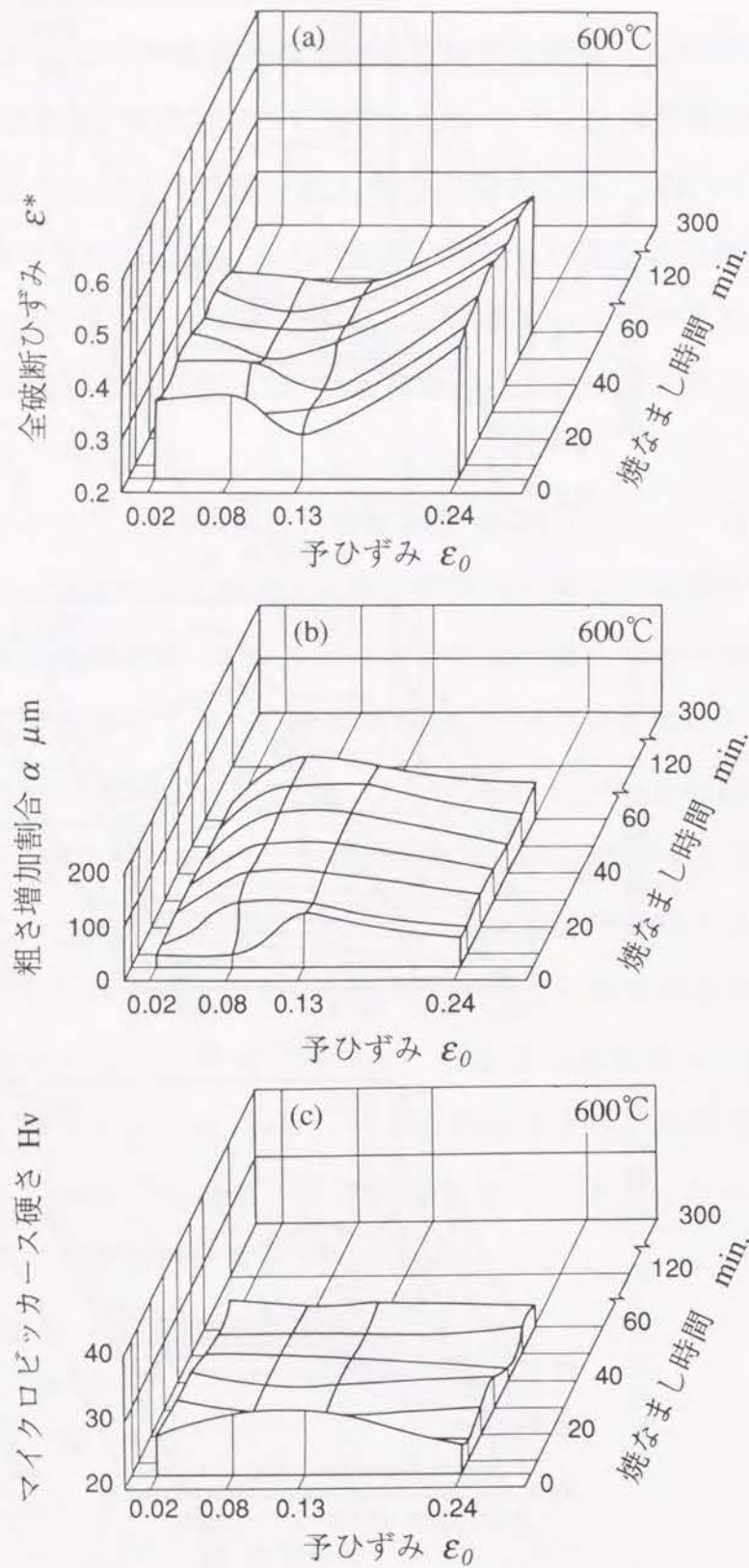


図6-15 破断ひずみ、粗さ増加割合およびマイクロビッカース硬さに対する予ひずみと焼なまし条件の影響 (焼なまし温度600°Cの場合)

図6-16は、平面ひずみ引張りにおける破断ひずみと予ひずみ ϵ_0 の関係を調べた例である。一軸引張りの場合と同様に全破断ひずみは、予ひずみ ϵ_0 が大きいほど大きくなる。しかし、予ひずみが大き過ぎる場合 ($\epsilon_0=0.16$) には、焼なまし後の変形において表面あれが直ちに局部くびれへと進展していくため、全破断ひずみの向上の程度が低下する。

以上のことから、中間焼なましによって破断ひずみを向上させるためには、表面粗さを過度に発達させないこと、すなわち結晶粒を粗大化させないように焼なまし条件と予ひずみを選ぶことが重要である。また、1回の焼なましにより全破断ひずみを大きくするためには、表面粗さが局部くびれへと進展する以前の段階で、できるだけ大きな予ひずみ ϵ_0 を与えた後に焼なましを施すことが必要である。

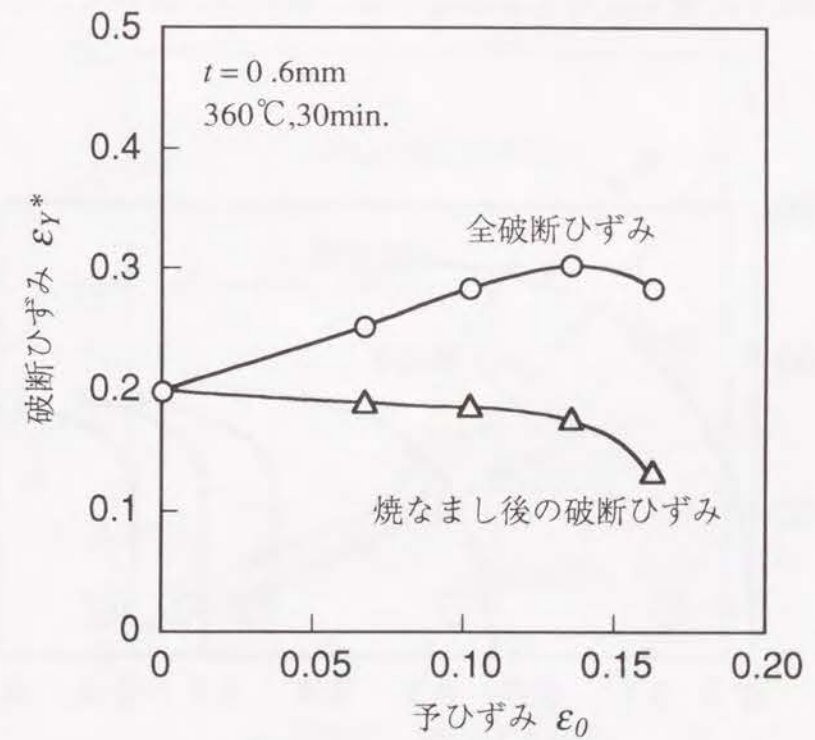


図6-16 平面ひずみ引張りにおける破断ひずみと予ひずみの関係

6.5.2 破断ひずみに対する焼なまし回数の影響

1 回ごとの引張りひずみ ε_N を各回の一様伸び ε_u の 0.9 倍として引張り
と焼なましを繰返し、破断ひずみに対する焼なまし回数の影響を調べた。図
6-17 に、この際の応力-ひずみ曲線を示す。また、破断ひずみと焼なまし回
数の関係を図 6-18 に示す。図には、比較のために、 ε_N を各回の一様伸び
 ε_u の 0.5 倍とした場合、および焼なまし温度を 600℃ とした場合の結果も
併示してある。図から明らかなように、全破断ひずみは焼なまし回数とともに
増大する。また、当然のことながら ε_N が大きい場合ほど少ない焼なまし
回数で所定のひずみに達する。しかし、焼なまし後の破断ひずみは焼なまし
回数が多くなるにつれて減少するため、延性の回復に対する中間焼なましの
効果には限界が存在する。

図 6-19 は、図 6-18 に示した引張りにおける表面粗さの発達状況を示した
ものである。図に示すように、表面粗さの増加は (c) の場合 ($\varepsilon_N=0.5\varepsilon_u$, 焼
なまし温度 600℃) に最も大きくなっている。図 6-18 において、(c) の場合に

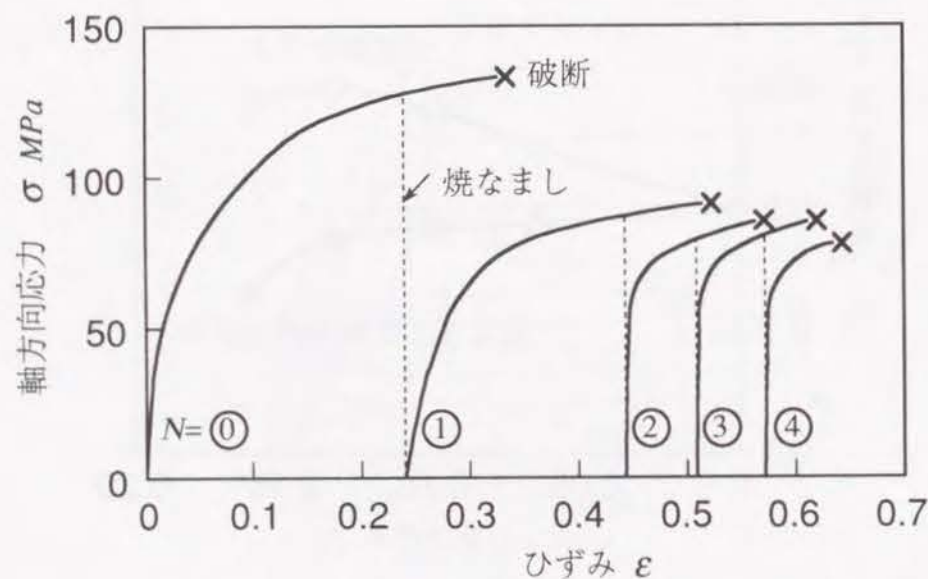


図 6-17 応力-ひずみ曲線に対する焼なまし回数の影響

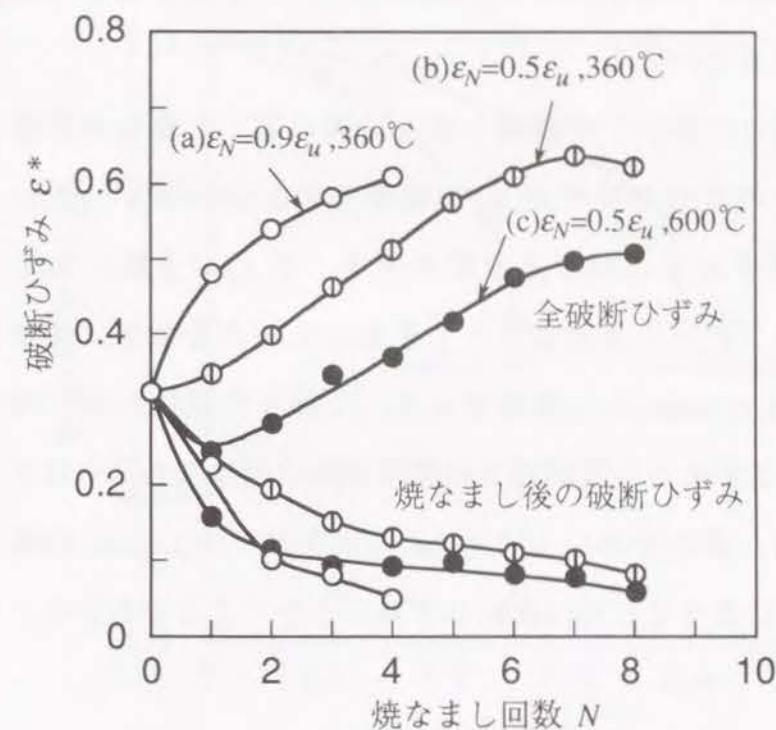


図 6-18 破断ひずみに対する焼なまし回数の影響(一軸引張り)

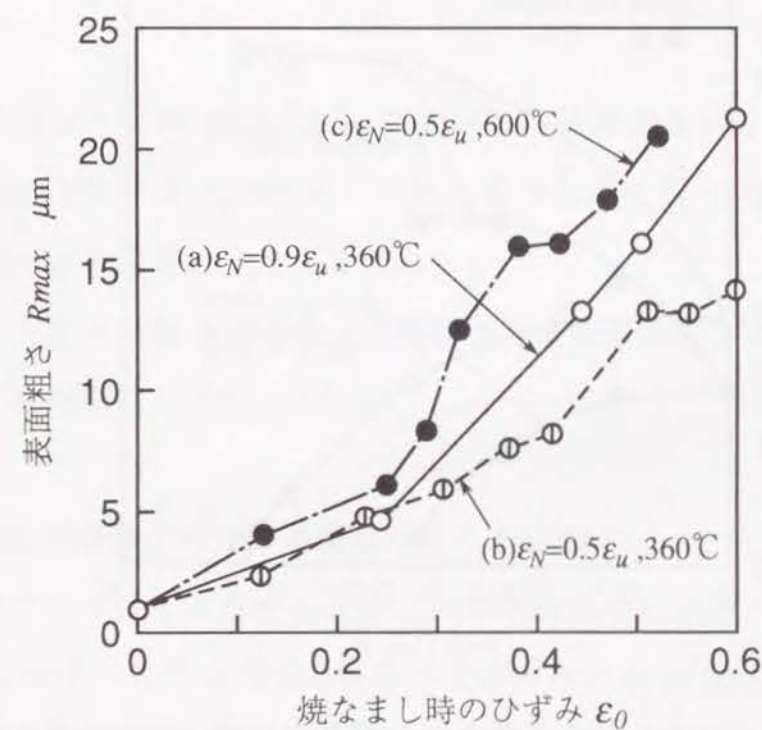


図 6-19 表面粗さの発達に対する焼なまし回数の影響(一軸引張り)

破断ひずみが最も小さい値を示したのは、このような表面粗さの発達挙動と密接に関係しているといえる。

平面ひずみ引張りにおいて中間焼なましを繰り返した場合の破断ひずみと焼なましを施した時点の予ひずみ ε_0 の関係を図6-20に示す。また、図6-21は、引張軸方向ひずみ ε に対する板厚の不均一さ f_R の進展状況を示したものである。図中のプロット点は焼なましを施した時点を示す。使用した試験片の板厚は ($t=0.4, 0.6\text{mm}$) の二種類である。これらの試験片は、同一材料から切り出したものであるから表面粗さの発達状況は同じであると考えられる。

これらの図から、板厚が薄い $t=0.4\text{mm}$ のほうが、 $t=0.6\text{mm}$ の場合よりも全破断ひずみおよび焼なまし後の破断ひずみが小さいことがわかる。これは、

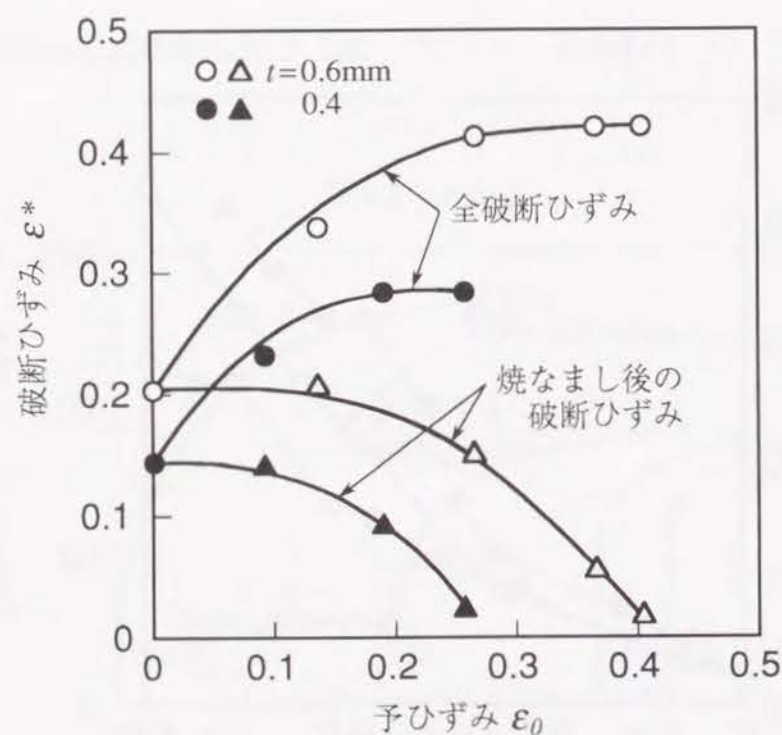


図6-20 破断ひずみに対する焼なまし回数の影響 (平面ひずみ引張り)

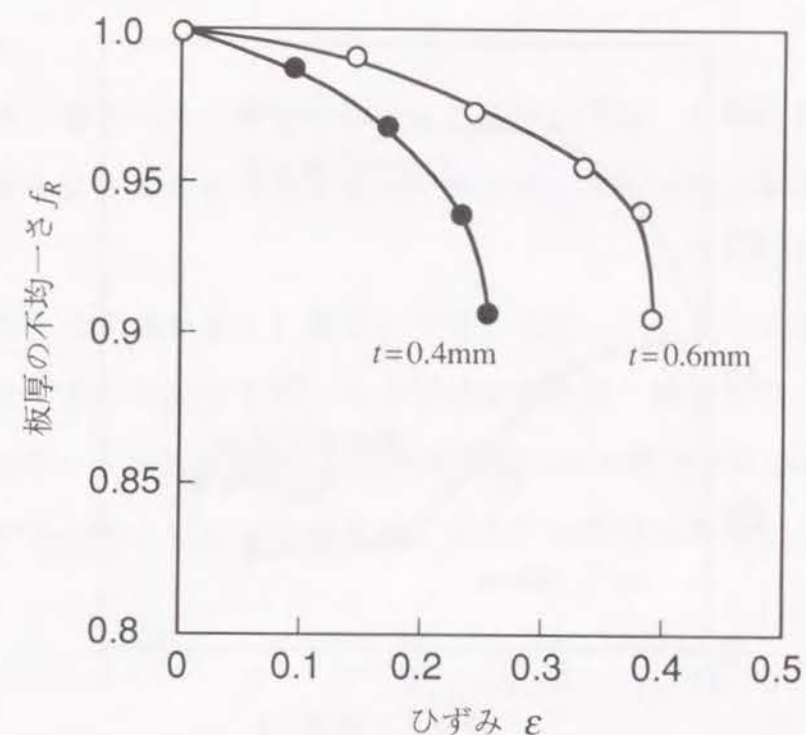


図6-21 変形の進行に伴う板厚の不均一さ f_R の進展 (平面ひずみ引張り)

図6-21に示すように同一ひずみ ε において、板厚が薄いものほど表面あれによる板厚の不均一さ f_R が小さくなるためである (f_R が小さくなることは板厚の不均一さが顕著になることである)。

以上のような実験結果の傾向は、剛塑性有限要素法によるシミュレーションの結果と良好な対応を示している。

6.5.3 穴広げ限界に対する中間焼なましの影響

中間焼なましをはさみながら穴広げ加工を繰り返した場合の限界穴広がり率を図6-22に示す。これは各回の限界穴広がり率の約80%まで穴広げを行った後、焼なましを施して再び穴広げを行うという操作を繰り返した場合の結果である。図に示すように、焼なましが1回の場合には延性回復の効果がみ

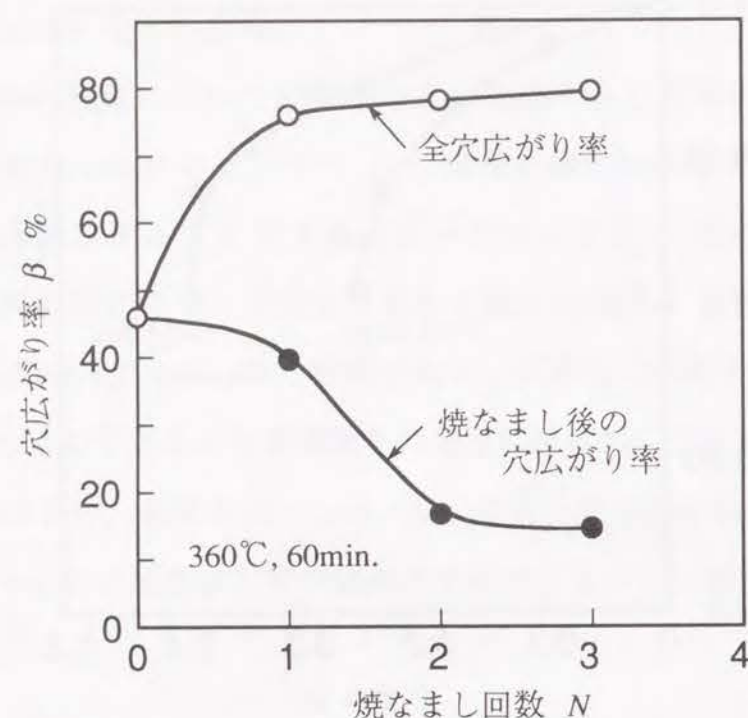


図6-22 穴広がり率に対する焼なまし回数の影響

られるが、2 回目以降では限界穴広がり率の向上があまり見られず、中間焼なましの効果が薄れることがわかる。

6.6 結言

アルミニウム薄板の一軸引張り、平面ひずみ引張変形を対象にして、変形の進行に伴う表面あれの発達および破断ひずみに対する中間焼なましの影響を、剛塑性有限要素シミュレーションと実験の両側面から検討した。得られた結果を要約すると次のようである。

- 1) 中間焼なましを施すと、それまで受けていた加工硬化が除去され延性が回復するため、破断ひずみが増大する。しかし、焼なまし以前の予ひずみによって生じた表面粗さが大きい場合には、焼なまし後の変形におい

て直ちに表面あれが急増し、局部くびれへと進展するため延性の向上は望めない。

- 2) 板厚が薄い場合には、表面あれによる板厚の不均一さが顕著なるため、破断ひずみに対する中間焼なましの効果が、板厚が厚い場合に比べて小さい。
- 3) 塑性変形と中間焼なましを繰返して行う場合、焼なまし回数の増加と共に破断ひずみが増大するが、一方では変形に伴う表面あれの発達による板厚の不均一さが大きくなり、これが局部くびれ発生の原因になるため、破断ひずみの向上に対する焼なまし回数には限度がある。

第7章 表面あれの除去による金属薄板の成形限界の向上

7.1 緒言

前章まで、板材成形における表面あれの発達が、成形限界に対していかなる影響を及ぼすかを、表面あれのシミュレーションおよび実験の両側面から検討した。その結果、表面あれによる板厚の不均一さが激しくなると、表面凹凸の凹部に変形が集中し、それが局部くびれへと進展していく様子が確かめられた。

上述のような結果は、見方をかえれば、板材の成形限界の向上に関して有益な示唆を与えている。すなわち、局部くびれ発生のきっかけとなる板表面の凹凸を、変形の途中段階で除去しながら成形を進めていけば、その結果として成形限界が向上するのではないかと考えられる。

そこで本章では、このような考えに基づいて、金属薄板の成形途中で表面あれを除去した場合、成形限界がどの程度向上するかをシミュレーションと実験の両側面から検討した^{59),60)}。

7.2 シミュレーションによる表面あれ除去効果の検討

成形の途中段階でいったん板表面の凹凸を除去した場合、それ以後の表面粗さの発達状況がどのようなになるか、また成形限界がどれほど向上しうるかといった点について予備的な検討を行うために、実験に先立って、まず剛塑性有限要素法によるシミュレーションを行った。

7.2.1 シミュレーションの方法

シミュレーションでは、図4-7に示した板材モデルを使用し、数種類の単純変形経路(板面内のひずみ比 $\beta = \epsilon_Y / \epsilon_X$ が一定)のもとで、いろいろな大きさの変形を与えた。そして、変形の途中でいったん表面あれを除去し(計算

上では、各要素の板厚を表面凹凸のうち最も低い谷部の板厚にそろえた),
その後の表面粗さの発達状況ならびに局部くびれ発生状況を計算した。なお,
板材モデルの端面はすべて平面のまま変形するものとした。また、一段階の
計算で生じる X 軸方向のひずみ増分 $\Delta\epsilon_X$ は 0.01 とした。

7.2.2 成形限界の向上に対する表面あれ除去の効果

図7-1は、変形中の表面あれを除去しない場合 [(a)→(b)→(c)] と、変形の
途中段階 (b) ($\epsilon_X=0.15$) でいったん表面あれを除去した後、再び (d)→(e) と
変形を進めた場合における表面粗さの発達状況を比較した一例である。また、
図7-2は、図7-1 (a)～(e) の各時点に対応する要素の変形状態を示したもので
ある。各要素の変形状態は、一段の計算における要素の相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}_E$
と板材モデル全体の巨視的な相当ひずみ増分 $\Delta\bar{\epsilon}$ の比 $\Delta\bar{\epsilon}_E/\Delta\bar{\epsilon}$ で表されており、
図中の白い部分は変形が極めて小さい要素、黒い部分は変形が大きい要素を
示している。

これらの図より、次のことがわかる。変形中に表面あれを除去しない場合
には、(c) の段階 ($\epsilon_X=0.2$) になると、一部分の要素のみに変形が集中してい
く。これは、表面凹凸が激しくなり、変形が凹部に集中して局部くびれが形
成され始めたことに対応する。一方、変形の途中段階 (b) で表面あれを除去
した場合には、 $\epsilon_X=0.2$ の時点においてはまだ各要素の変形はほぼ一様であ
り、ひずみ集中の開始時期が遅れることがわかる。

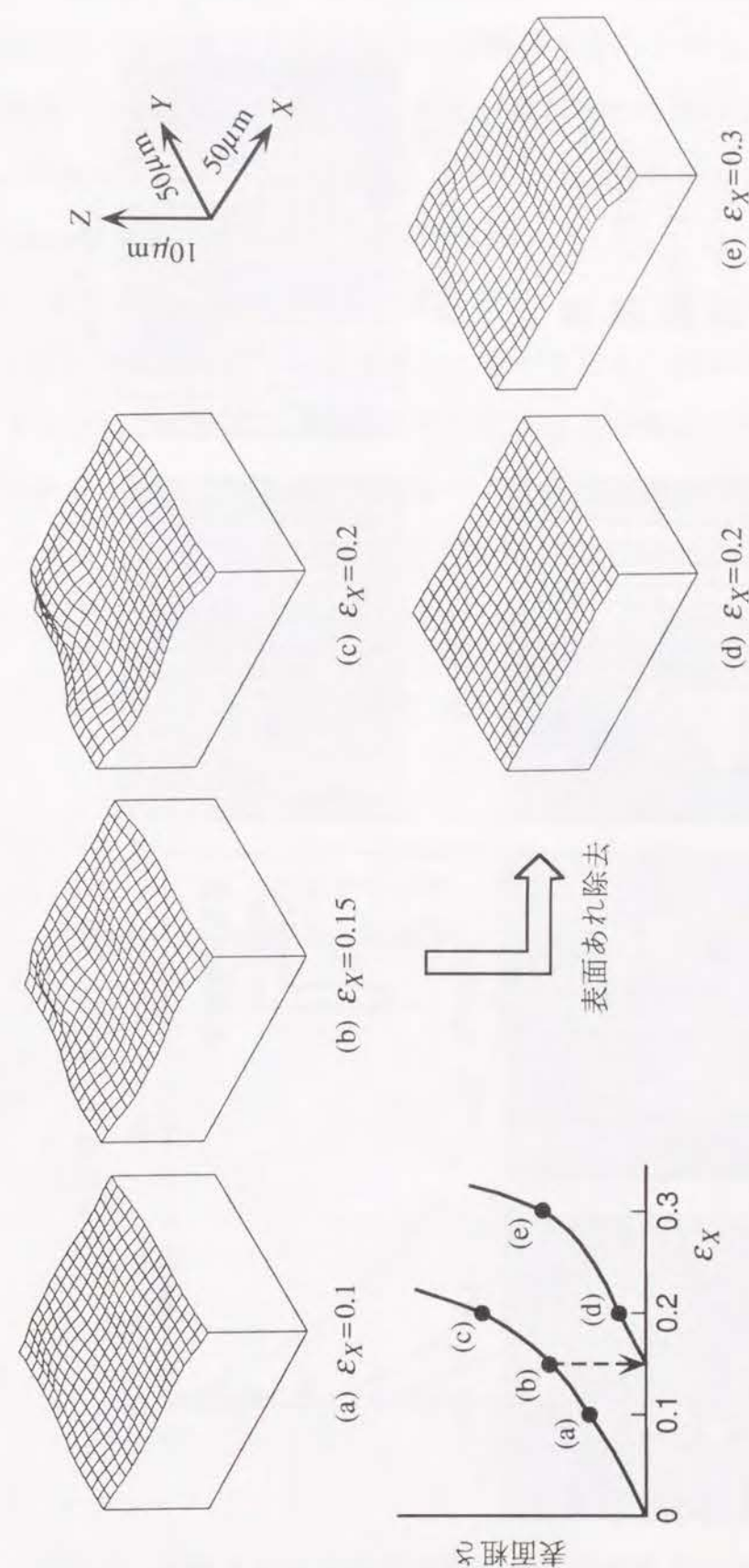


図7-1 変形の途中で表面あれを除去した場合の表面凹凸の発達状況 ($\beta=0$)

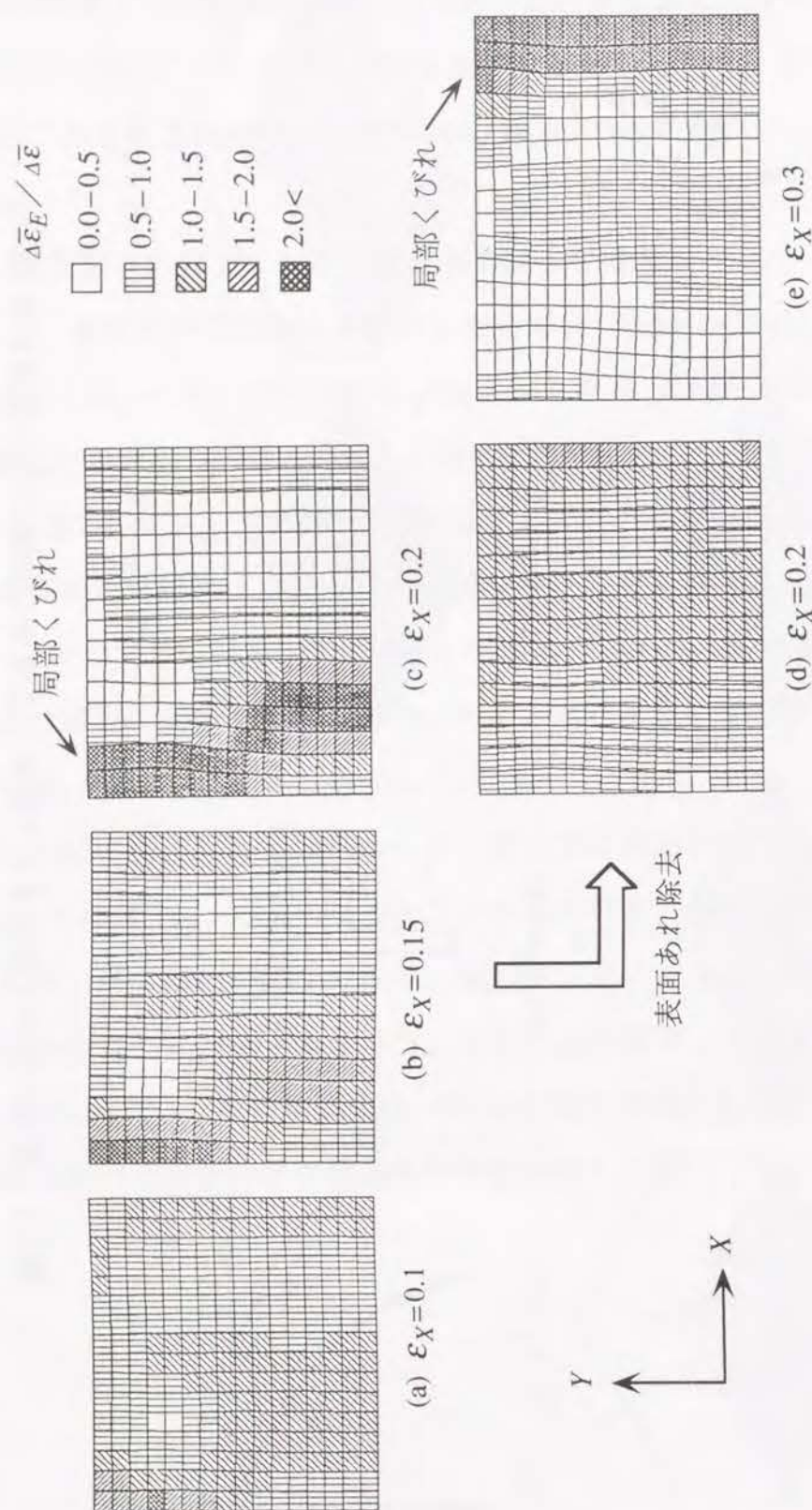


図7-2 表面あれの除去によるひずみ集中時期の遅れ ($\beta=0$)

図7-3は、平面ひずみ変形における表面粗さ R_{max} の発達状況を示したものである。図中の○印は表面あれを除去した時点を示している。また、第3章の場合と同様に、 $\Delta\bar{\epsilon}_E/\Delta\bar{\epsilon} \leq 0.1$ となる要素が現われた時点のひずみをくびれ発生限界と定義し、△印で示してある。図から、表面あれ除去後においても、表面粗さ R_{max} は単調に増加することがわかる。

図7-4は、平面ひずみ ($\beta=0$) 以外の変形様式について同様の計算を行い、得られたくびれ発生限界をまとめて示したものである。図より、いずれの変形様式の場合でも、成形限界の向上に対して表面あれ除去の効果が期待できることがわかる。また、粗さ除去時のひずみ ϵ_{XS} が大きいほどくびれ発生限界が大きくなること、およびくびれ発生限界の向上の程度は等二軸引張り ($\beta=1$) 側に近づくほど大きくなることがわかる。

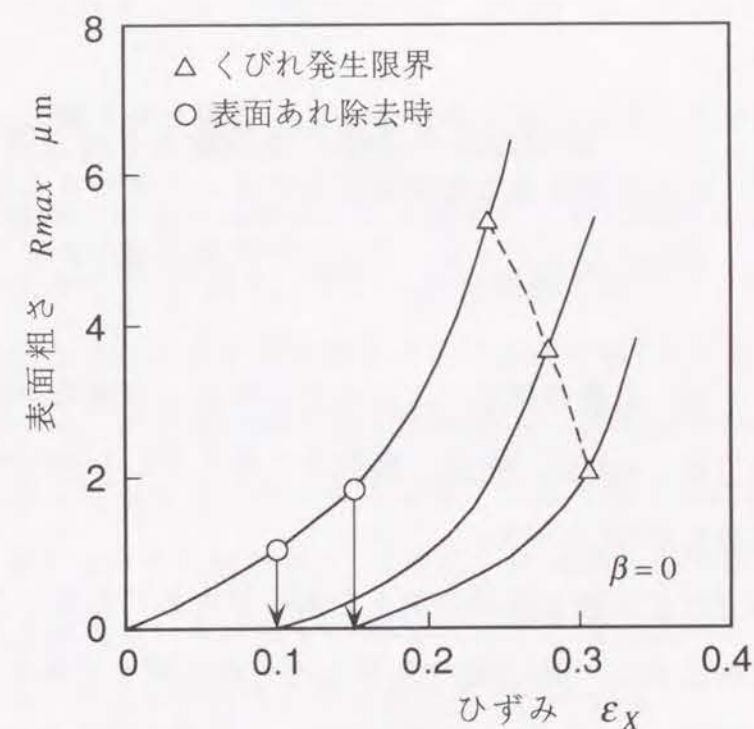


図7-3 表面あれ除去後の変形に伴う表面粗さの発達

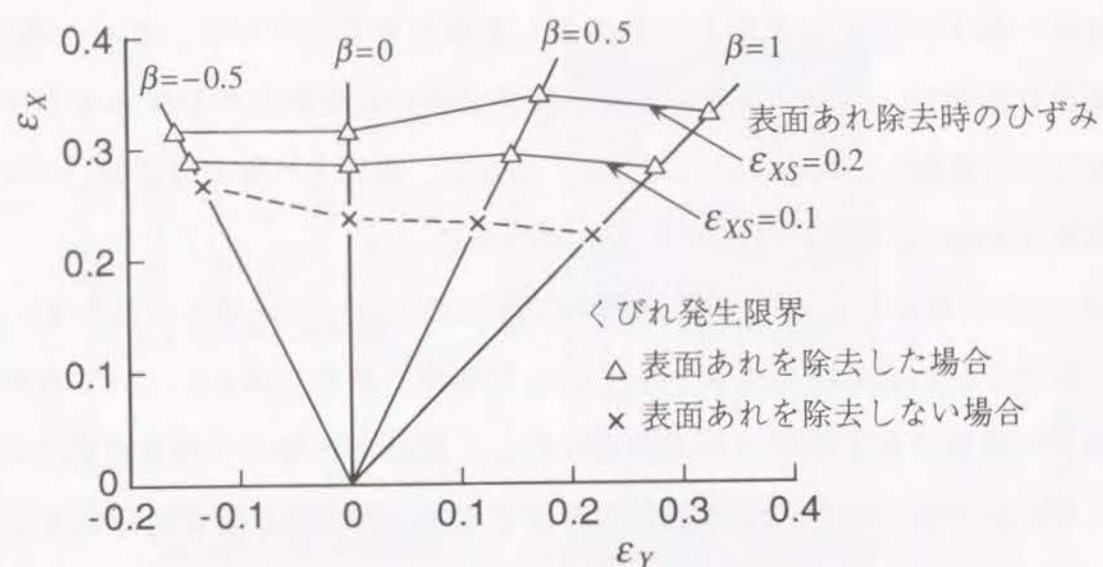


図7-4 くびれ発生限界に対する表面あれ除去の効果

7.3 実験方法

以上のようなシミュレーションの結果から、表面あれを除去しながら成形を進めていけば、成形限界をある程度向上させることができるものと推測される。そこで、このようなシミュレーションの結果を確かめるために、実験を行った。

供試材料としては、市販の軟質アルミニウム板および銅板を使用した。また、銅板に関しては、800℃、60分、真空中で焼なましを施した。これらの材料の引張特性値を表7-1に示す。

表面あれの除去による成形限界の向上を調べるために使用した試験片形状および張出し成形工具は、第4.5節で使用したものと同一である(図4-12および図4-13参照)。また、ひずみおよび表面粗さの測定方法も第4.5節の方法と同一である。

表7-1 供試材料の引張特性値($\bar{\sigma} = F \bar{\epsilon}^n$)

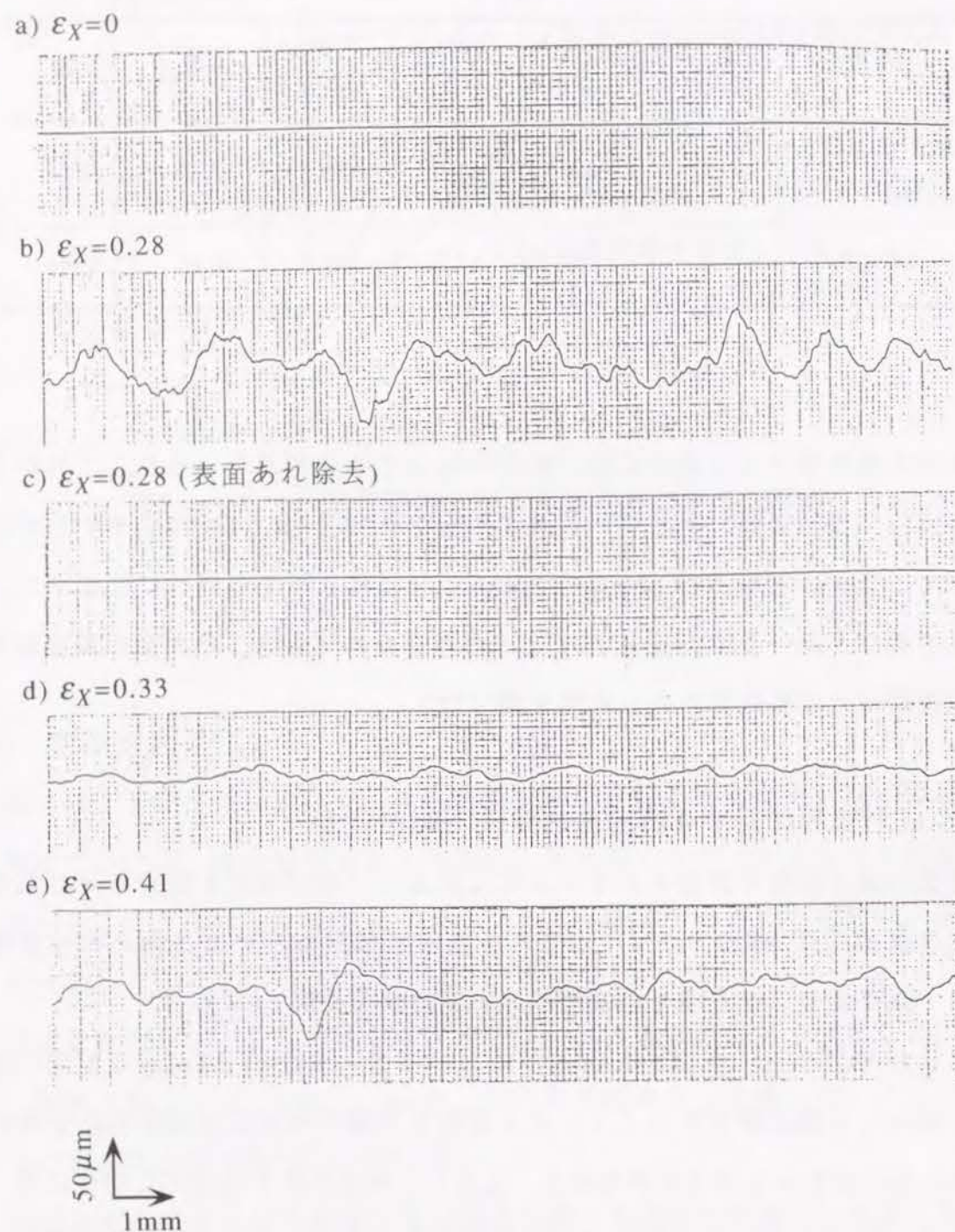
材 質	板厚 (mm)	引張強さ (MPa)	全伸び %	F 値 (MPa)	n 値	r 値
アルミニウム (Al-O)	0.8	94.9	42.4	185.1	0.30	0.84
銅 (Cu)	1.0	210.6	54.8	489.2	0.46	0.96

表面あれを除去する場合には、成形の途中で半成形品をいったん工具から取り外し、板の両面に生じている表面凹凸を#200～#1000の紙やすりで研磨して、素板の初期粗さ($R_{max} \approx 2\mu\text{m}$)とほぼ同じ程度の粗さに仕上げた。そして再び、同一ひずみ比 β のもとで成形を進めていき、その後の表面粗さの発達状況と成形限界の向上程度を調べた。

7.4 成形限界に対する表面あれ除去時期の影響

成形の途中段階で表面あれをいったん除去し、再び成形を進行させた場合の粗さ曲線の例を図7-5に示す。また、各変形様式について表面あれ除去時のひずみを変化させた場合の表面粗さの発達状況を図7-6に示す。

これらの図から、表面あれ除去後においても、表面粗さ R_{max} は変形の進行に伴って単調に増大すること、および粗さの増加割合は表面あれ除去前後でほとんど変わらないことがわかる。しかし、表面あれを除去した場合には、除去時のひずみが大きいものほど、表面粗さが急増し始める(局部くびれの開始に対応する)ひずみが大きくなる傾向を示している。



(ひずみ比 $\beta = 0.51$)

図7-5 表面あれを除去した場合の変形に伴う粗さ曲線の変化 (Cu)

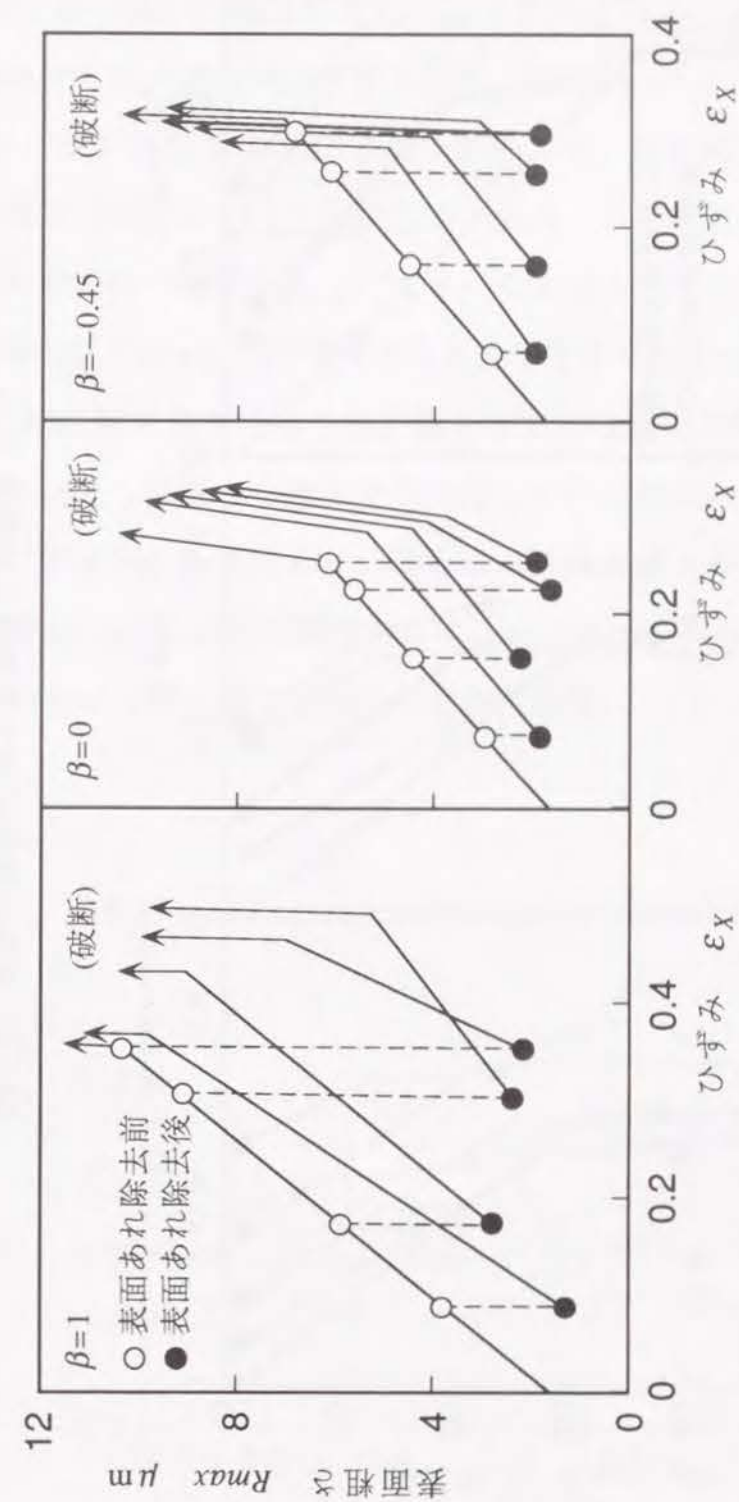


図7-6 変形の進行に伴う表面粗さの発達 (Al-O)

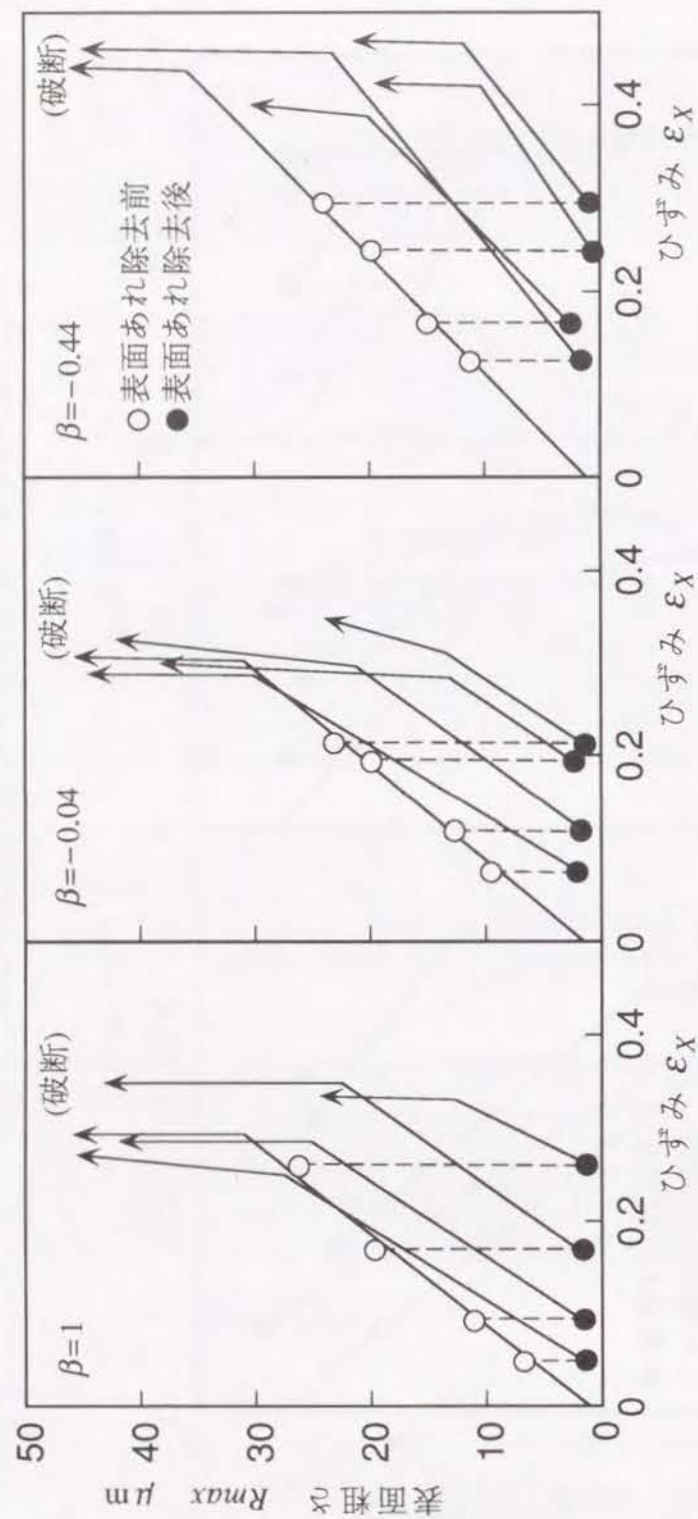


図7-6 変形の進行に伴う表面粗さの発達 (Cu)

図7-7は、各変形様式について、破断ひずみと表面あれ除去時のひずみの関係を示した例である。図の縦軸は、表面あれを除去した場合の破断ひずみ ϵ_{xf}^* と除去しない場合の破断ひずみ ϵ_{xf} の比 $\epsilon_{xf}^*/\epsilon_{xf}$ である。横軸は表面あれ除去時のひずみ ϵ_{xs} と ϵ_{xf} の比 $\epsilon_{xs}/\epsilon_{xf}$ である。

図7-7から、ひずみ比 β が正の領域においては、表面あれを除去することにより成形限界がかなり向上することがわかる。この成形限界の向上の程度は、表面あれ除去時のひずみ ϵ_{xs} が大きいものほど大きくなる。しかし、表面あれ除去時のひずみ ϵ_{xs} が大きすぎると成形限界の向上の程度が低下する。

図7-8は、等二軸引張りから一軸引張りまでの各種変形様式において、成形限界が最も向上した場合の結果を取り出して示したものである。図には、比較のために表面あれを除去しない場合の成形限界線も併示した。図から、表面あれの除去による成形限界の向上は、 $\epsilon_x > 0$, $\epsilon_y > 0$ のいわゆる張出し領域 ($\beta > 0$) において特に顕著であることがわかる。

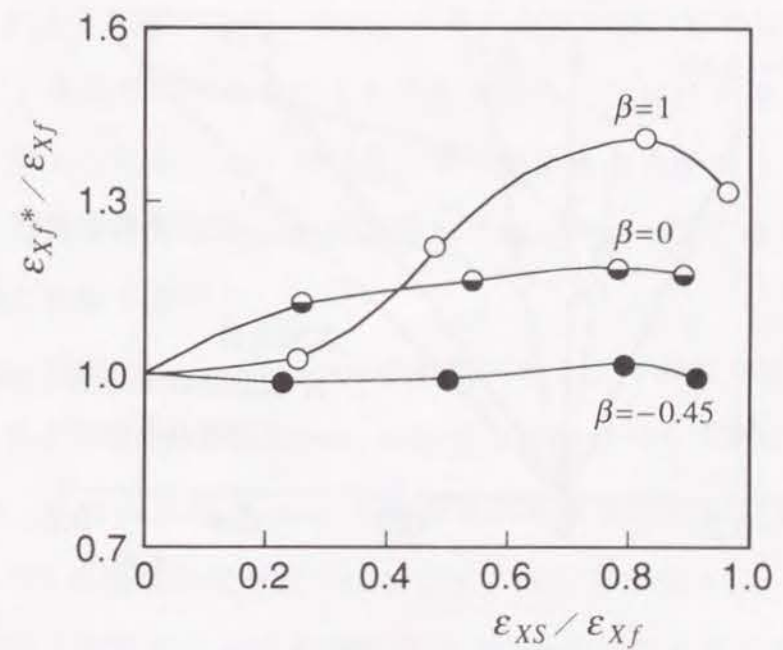
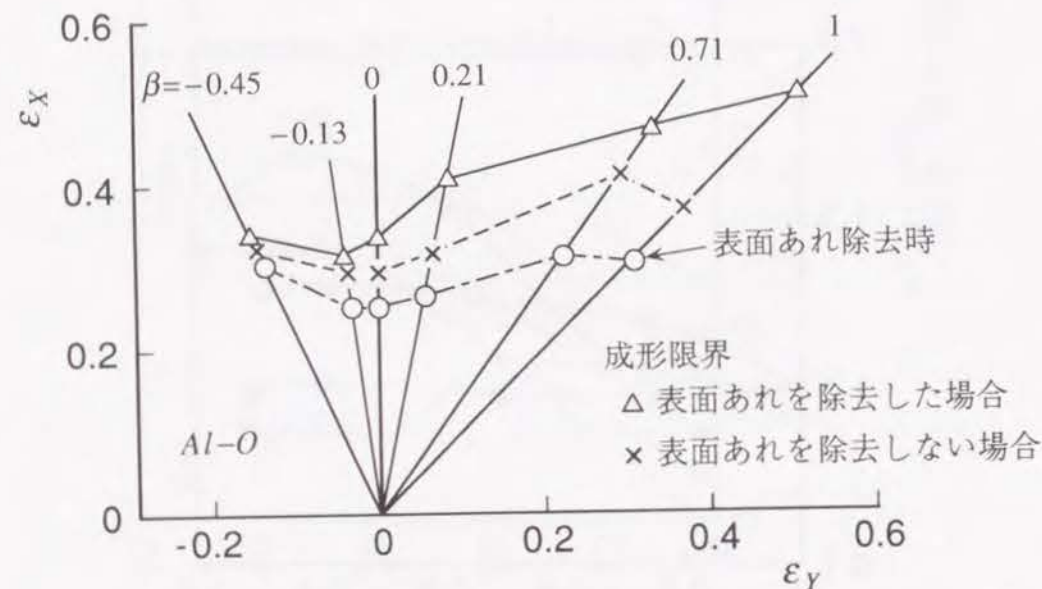


図7-7 破断ひずみの向上に対する表面あれ除去時のひずみの影響 (Al-O)

一方、ひずみ比が負の領域 ($\beta < 0$) では、表面あれ除去による成形限界の向上はあまり見られなかった。この領域 ($\beta < 0$) について、Hill³⁰⁾は力学的に局部くびれ条件式を導いている。この条件式では板厚の不均一さは考慮されていないので板厚は均一である。したがって、変形の途中で表面あれを除去(板厚を均一)しても、板材の応力状態がHillの条件に達すると局部くびれが発生することになるので、ひずみ比が負の領域 ($\beta < 0$) における表面あれ除去後の成形限界は、力学的な条件に支配されるものと考えられる。

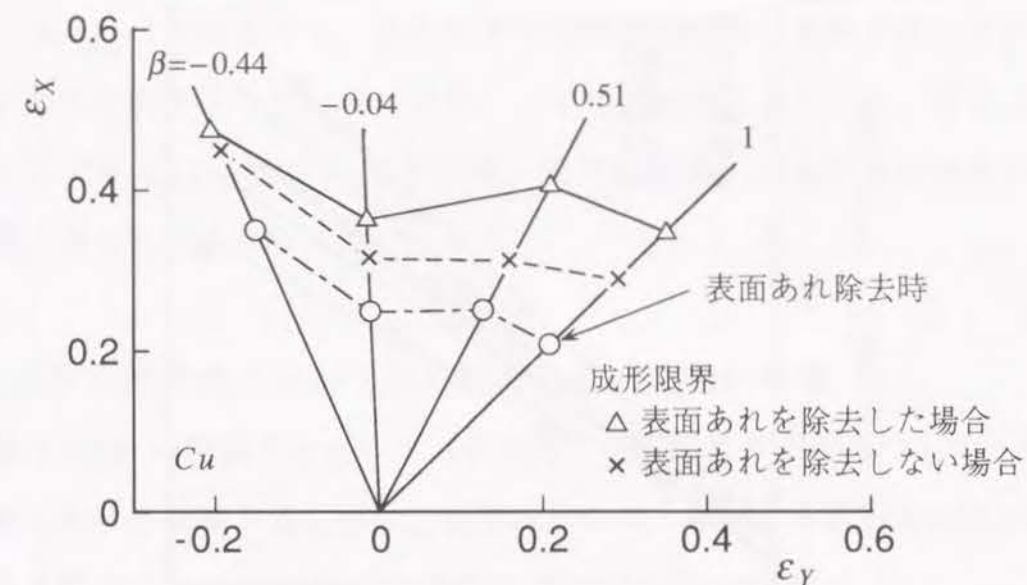
また、一軸引張りでは、変形が進行するとまず板幅方向に拡散くびれが発生し、その後、板厚方向に局部くびれが発生して破断に至る。表面あれを除去しても板幅方向の拡散くびれの発生を抑制することはできないので、一軸引張りの場合には成形限界の向上は望めない。

以上の実験で得られた結果は、7.2節で述べた剛塑性有限要素法によるシミュレーションの結果と対応している。



(a) アルミニウム板 (Al-O)

図7-8 表面あれを除去した場合の成形限界の向上



(b) 銅板 (Cu)

図7-8 表面あれを除去した場合の成形限界の向上

7.5 成形限界の向上に対する板厚の影響

表面あれによる板厚の不均一さは、一般に板厚が薄いものほど顕著になる。したがって、表面あれの除去による成形限界の向上は、板厚が薄い場合に有効であると考えられる。そこで、ここでは表面あれの除去による成形限界の向上が最も効果的である等二軸引張変形の場合について、成形限界の向上に対する板厚の影響を調べた。

実験では、板厚 0.1mm~0.8mm の軟質アルミニウム板を使用した。

各板厚について、表面粗さ R_{max} の発達状況を調べた。その結果を図7-9に示す。また、この表面粗さ R_{max} と変形中の板厚から求めた板厚の不均一さ f_R (図3-8参照) の進展状況を図7-10に示す。図に示すように、表面粗さ R_{max} の発達状況は、板厚によって若干異なっているが、これを板厚の不均一さ f_R としてとらえると不均一さ f_R は、板厚が薄いものほど激しくなる。

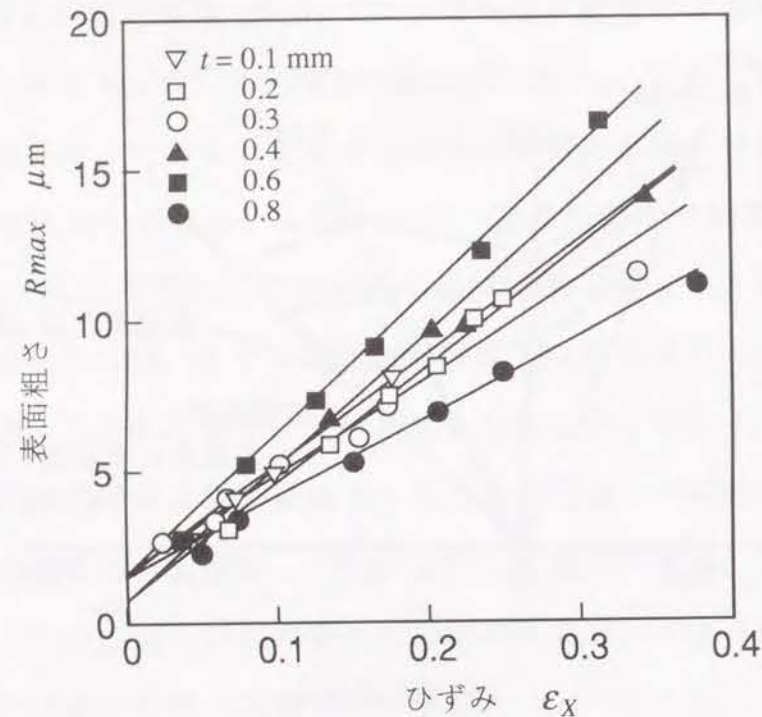


図7-9 各試験片の変形に伴う表面粗さの発達状況

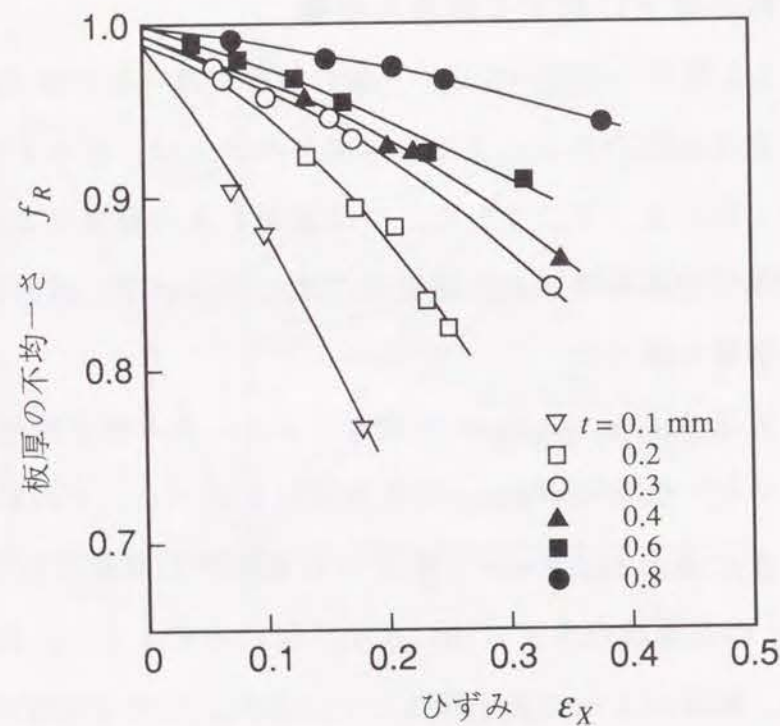


図7-10 表面あれによる板厚の不均一さの進展

図7-11に、表面あれを除去した場合の破断ひずみ ϵ_{Xf}^* と表面あれ除去時のひずみ ϵ_{XS} の関係を示す。成形限界の向上の程度は、板厚が薄いものほど大きくなる傾向を示している。また、いずれの板厚においても、表面あれ除去時のひずみ $\epsilon_{XS}/\epsilon_{Xf}=0.7\sim0.8$ の時、成形限界向上に対する表面あれ除去の効果が最も大きくなることがわかる

7.6 成形限界の向上に対する表面あれ除去回数の影響

板厚 0.6mm の軟質アルミニウム板の等二軸引張変形を対象にして、成形と表面あれ除去を繰り返し行い、成形限界の向上に対する表面あれ除去回数の影響を調べた。

図7-12は、表面あれ除去を繰り返し行った場合の表面粗さ R_{max} の発達状況を示したものである。また図7-13は、一回ごとの成形における破断ひずみ

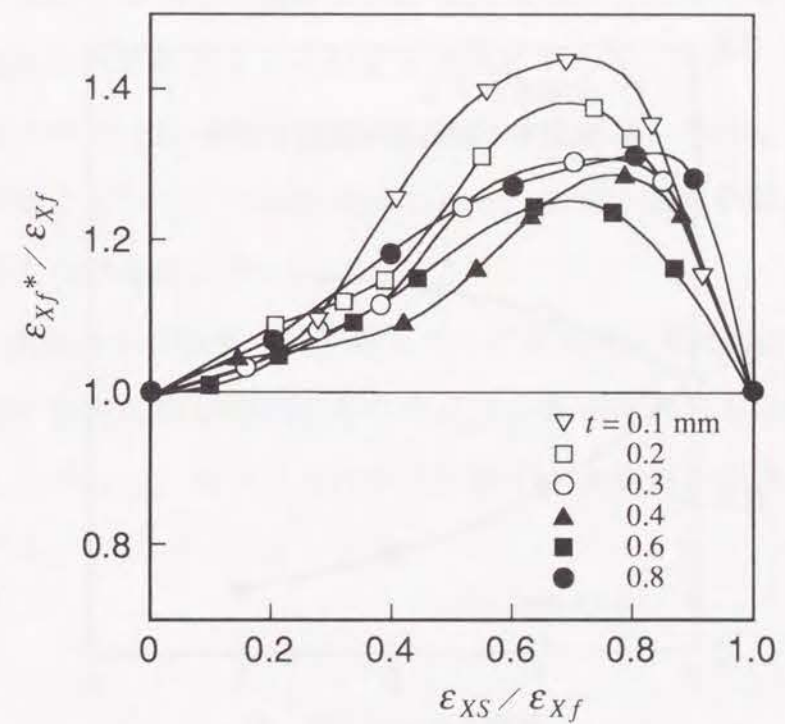


図7-11 破断ひずみの向上に対する表面あれ除去時のひずみの影響

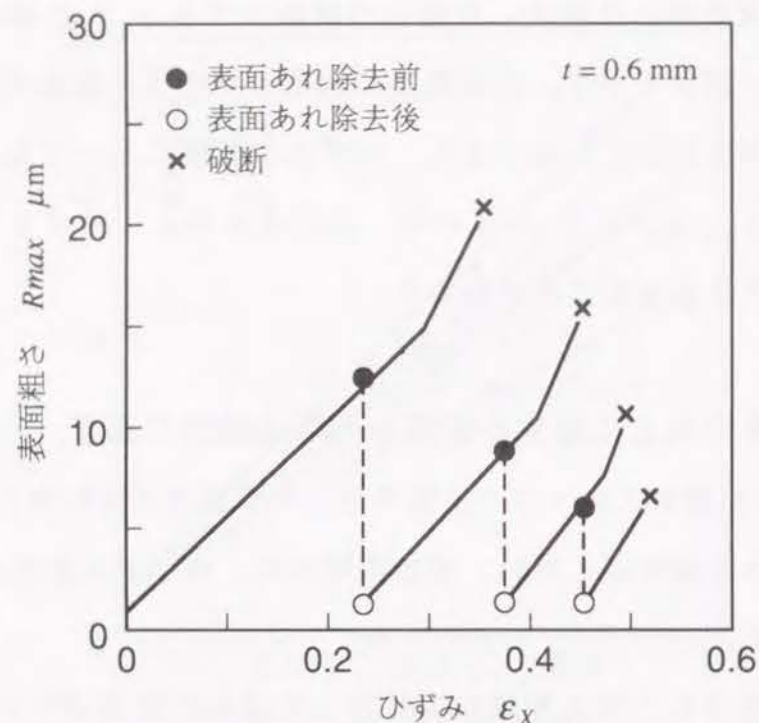


図7-12 表面あれ除去を繰り返した場合の表面粗さの発達

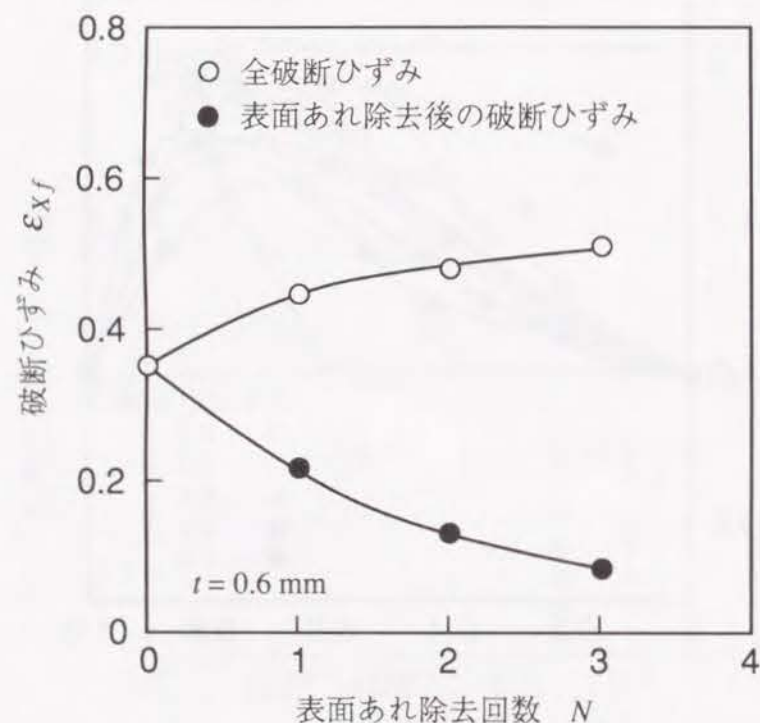


図7-13 破断ひずみの向上に対する表面あれ除去回数の影響

(表面あれ除去後の破断ひずみ) および全破断ひずみと表面あれ除去回数との関係を示したものである。これらの図から、表面あれ除去回数を増やしても粗さ増加割合は変化しないことがわかる。また、表面あれ除去回数を増やせば、全破断ひずみは徐々に増大していく。しかし、除去回数が増えるに従って表面あれ除去後に発達するひずみが減少するため、破断ひずみの増加量が小さくなっていく傾向が見られる。このことから、成形限界に対する表面あれ除去回数には限界が存在することがわかる。

7.7 結言

以上、板材の成形限界の向上に対する表面あれ除去の効果をシミュレーションと実験の両側面から検討した。得られた結果は次のようである。

- 1) 表面あれ除去時のひずみが大きいほど成形限界の向上は大きくなる。しかし、表面あれが局部くびれへと進展した以後では、表面あれを除去しても成形限界の向上は望めない。したがって、局部くびれが発生する直前で表面あれを除去するのが最も効果的である。
- 2) 成形限界の向上に対する表面あれ除去の効果は、張出し領域特に等二軸引張り側に近づくにつれて大きくなる。また、板厚が薄いものほど表面あれ除去の効果大きい。
- 3) 成形と表面あれの除去を繰り返していけば成形限界が向上する。しかし、表面あれ除去回数が増加するにつれて、表面あれ除去の効果小さくなる。したがって、成形限界の向上に対する表面あれ除去回数には限界が存在する。

第8章 金属薄板のエリクセン値に対する表面あれの影響

8.1 緒言

前章までの表面あれのシミュレーションおよび実験の結果から、金属薄板の塑性変形に伴う表面あれの発達は、板厚の不均一さを生じさせ、これが成形限界に影響を及ぼすことが明かとなった。したがって、板材の成形限界を正確に予測するためには表面あれの影響も考慮する必要がある。本章では、金属薄板のプレス成形性（張出し性）を評価する模擬的試験法の一つであるエリクセン試験（JIS Z2247）を取り上げ、エリクセン値に対する表面あれの影響を調べ、表面あれ特性を考慮したエリクセン値の評価尺度について検討した。

エリクセン値は、一般に、加工硬化指数 n 値が小さい材料ほど、また同一材料では板厚が薄いものほど小さくなることが知られている。しかし、同一材料・同一厚さの板であっても、種々の条件（温度・時間）で焼なましを施したものについてエリクセン試験を行ってみると、焼なまし条件によってエリクセン値にはかなり大きな差異が生じる。すなわち、焼なまし条件によって n 値はほとんど変化しないにもかかわらず、エリクセン値は焼なまし温度が高いか、あるいは焼なまし時間が長い場合ほど小さくなる傾向を示す。このため、例えば、板厚は厚くても、過度の焼なましを受けた板の場合には、板厚が薄いもの（適正な焼なましを受けたもの）よりエリクセン値が小さくなるといった逆転が生じることがあり、同一材料（ n 値はほぼ同じ）であっても、必ずしもエリクセン値が板厚の順にはならない。

このように、過度の焼なましを受けた板のエリクセン値が低下する原因の一つとして、結晶粒の粗大化による表面あれの増大が考えられる。そこで、種々の条件で焼なましを施した板厚 0.2mm～2mm のアルミニウム、銅、冷間圧延鋼板を用いてエリクセン試験を行い、エリクセン値に対する

表面あれの影響を調べた⁶¹⁾。そして、表面あれによって生じる板厚の不均一さを考慮してエリクセン値の整理を試みた。

8.2 供試材料および表面あれ特性

8.2.1 供試材料

供試材料には、表8-1に示す市販のアルミニウム (A1050)、銅 (C1100) および冷間圧延鋼板 (SPCC) を使用した。

一般に、エリクセン値に対しては加工硬化指数 n 値や板厚 t_0 が影響することが知られている。したがって、エリクセン値の板厚や表面あれの影響を検討する場合、厳密には、同一の板から切削やエッチングの方法によって作製した試験片を用いるべきであるが、この方法によって試験片を多数枚作製することは容易ではない。そこで、本実験では、近似的な方法として板厚が異なる ($t_0=0.2\text{mm}\sim 2\text{mm}$) 市販の圧延板に種々の条件 (温度・時間) で真空焼なましを施し、同一材料については n 値にあまり差がないものを選び出して試験片とした。これら試験片の板面内の平均 n 値 (測定ひずみ範囲： $0.05\leq \bar{\epsilon}\leq 0.2$) は、アルミニウム： $n=0.26\sim 0.29$ 、銅： $n=0.45\sim 0.48$ 、冷間圧延鋼板： $n=0.22\sim 0.25$ であった。

表8-1 供試材料の板厚および材料特性値

材料	板厚 t_0 mm	n 値
アルミニウム (Al)	0.2~2.0	0.26~0.29
銅 (Cu)	0.2~2.0	0.45~0.48
冷間圧延鋼板 (SPCC)	0.4~1.0	0.22~0.25

8.2.2 供試材料の表面あれ特性

供試材料の表面あれ特性を把握するために、まず一軸引張試験を行い、変形の進行に伴う表面粗さの発達状況を調べた。表面粗さは JIS(B0601) に基づいて測定し、最大高さ R_{max} で表示した。粗さの測定方向は引張り軸方向とし、数箇所の測定結果を平均したものを測定値とした。なお、表面粗さの測定には 1 枚の試験片を通して用い、約 0.05 のひずみごとに粗さを測定するという操作を繰り返した。

図8-1に、結晶粒径 d が異なる試験片の一軸引張における表面あれの測定例を示す。なお、結晶粒径 d は試験片の軸方向に垂直な板厚断面の顕微鏡写真から結晶粒を正方形近似して求めた平均結晶粒径である。図より、表面粗さ R_{max} は変形の進行に伴ってほぼ直線的に増大すること、および粗さ増加割合 α (直線の傾き) は結晶粒径 d が大きいものほど大きくなることがわかる。いま、各結晶粒径 d に対する粗さ増加割合 α の値を読み取り、両者の関係をプロットすると図8-2のようになる。これより、表面粗さの増加割合 α は結晶粒径 d にほぼ比例して変化することがわかる。そこで以下では、粗さ増加割合 α が結晶粒径 d に比例するものとして、表面粗さ R_{max} の発達状況を次のような式で表すことにした。

$$\begin{aligned} R_{max} &= \alpha \bar{\epsilon} + R_0 \\ &= K d \cdot \bar{\epsilon} + R_0 \end{aligned} \quad (8.1)$$

ここで、 α は粗さ増加割合、 $\bar{\epsilon}$ は相当ひずみ (引張り軸方向ひずみ)、 R_0 は初期粗さ、 d は平均結晶粒径である。また、 $K(=\alpha/d)$ は表面あれ特性を示す材料定数であり、アルミニウムの場合 $K=1.0$ 、銅の場合 $K=1.35$ 、冷間圧延鋼板の場合 $K=0.86$ であった。

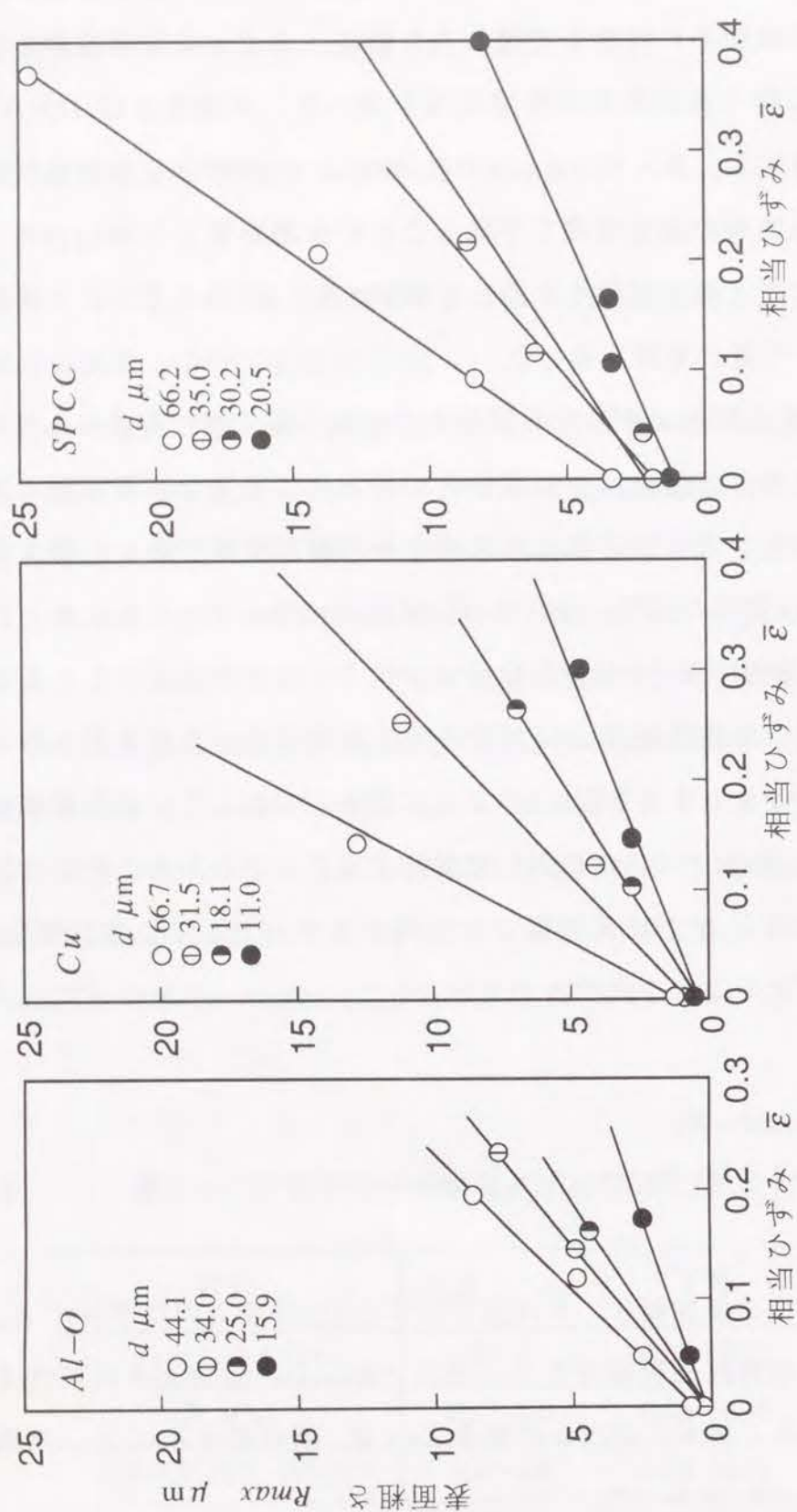


図8-1 表面粗さ R_{max} の発達に対する結晶粒径の影響

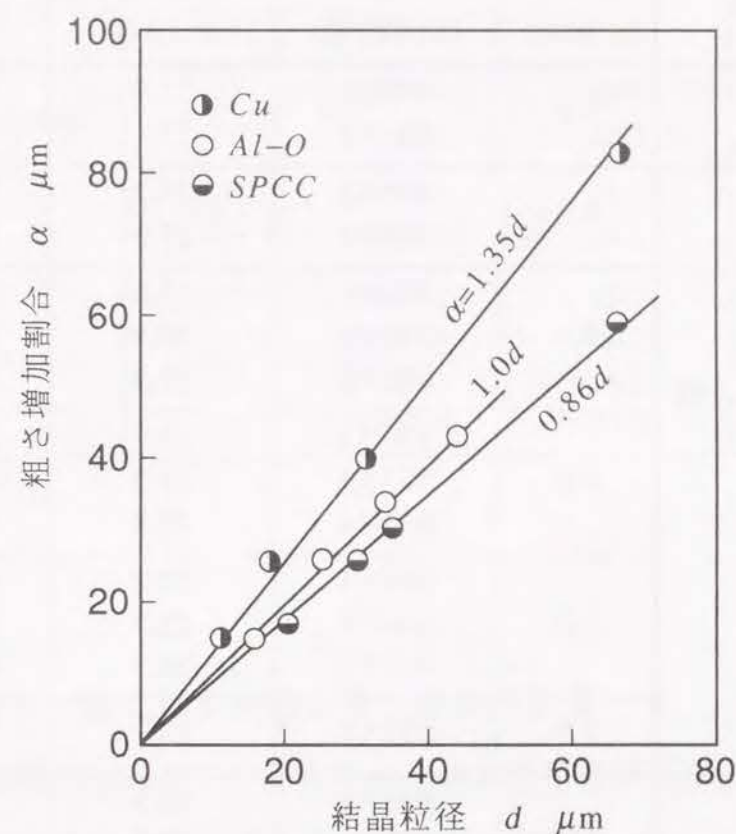


図8-2 粗さ増加割合と結晶粒径の関係

エリクセン試験に使用したすべての材料について表面粗さの発達状況を調べ、初期板厚と粗さ増加割合との比 t_0/α を求めた。得られた結果を表8-2にまとめて示す。焼なまし条件を変化させると結晶粒径が変化するので表面粗さ増加割合 α が異なることになる。したがって、同一材料・同一厚さの板であっても t_0/α の値は試験片ごとに異なっている。 t_0/α は表面あれによる板厚の不均一さを示すパラメータであり、この値が小さいものほど表面あれによる板厚の不均一さが顕著であることを意味している。

表8-1 供試材料の板厚，焼なまし条件および表面あれ特性

材 料	板厚 t_0 (mm)	焼なまし条件 ($^{\circ}\text{C} \times \text{時間}$)	粗さ増加割合 α (μm)	t_0/α
アルミニウム板 (Al)	0.2	400×1	12.0	16.7
		600×2	25.1	8.0
	0.3	400×1	23.2	22.7
		600×1	25.3	11.9
	0.4	400×1	15.8	25.3
		600×1	20.9	19.1
		600×2	25.3	15.8
	0.6	350×1	16.7	36.0
		550×1	21.9	27.4
		600×1	28.8	20.8
銅板 (Cu)	0.2	800×1	73.3	2.7
		900×1	87.0	2.3
	0.3	800×1	30.1	10.0
		900×1	57.3	5.2
	0.4	800×1	26.0	15.4
		800×5	33.1	12.1
		900×1	44.7	8.9
	0.6	800×1	27.8	21.6
		900×5	28.2	21.3
	0.8	800×1	34.1	23.5
	1.0	800×1	25.8	38.8
		900×1	35.4	28.2
	1.2	900×5	40.1	29.9
	2.0	800×1	46.5	43.0
		900×5	83.0	24.1

冷間圧延鋼板 (SPCC)	0.4	850×3	16.1	24.8
		950×2	21.7	18.5
		1050×4	52.0	7.7
		1140×3	60.0	6.7
		1140×4	82.3	4.9
	0.6	1050×4	46.7	12.8
		1140×3	58.3	10.3
	0.8	1050×4	29.1	27.5
		1140×3	55.1	14.5
	1.0	950×2	25.9	38.6
		1050×4	30.2	33.1
		1140×3	59.0	16.9
		1140×4	87.6	11.4

8.3 エリクセン値に対する焼なまし条件の影響

図8-3は，板厚 1 mm のアルミニウム，銅および冷間圧延鋼板を種々の温度で 1 時間焼なましした後，マイクロビッカース硬さ H_v ，加工硬化指数 n 値およびエリクセン値 E_v を測定し，これらの値が焼なまし温度によってどのように変化するかを調べた一例である．エリクセン試験は JIS Z2247 に基づいて A 法で行った．試験片は 1 辺 90mm の正方形であり，潤滑剤としてグラファイトグリスを板の両面に塗布した．

図から明らかなように，硬さはある温度のところで急に減少し始め，それ以後はほぼ一定値に落ち着く．硬さがほぼ一定値に落ち着く温度は，アルミニウムの場合約 300°C ，銅の場合約 600°C ，冷間圧延鋼板の場合約 900°C であった．

一方， n 値は硬さが低下する温度で急増するが，この温度以上では焼なまし温度にかかわらずほぼ一定値を示している．また，エリクセン値は n 値とほぼ同様の傾向を示すが，焼なまし温度が高すぎる場合には，逆にや

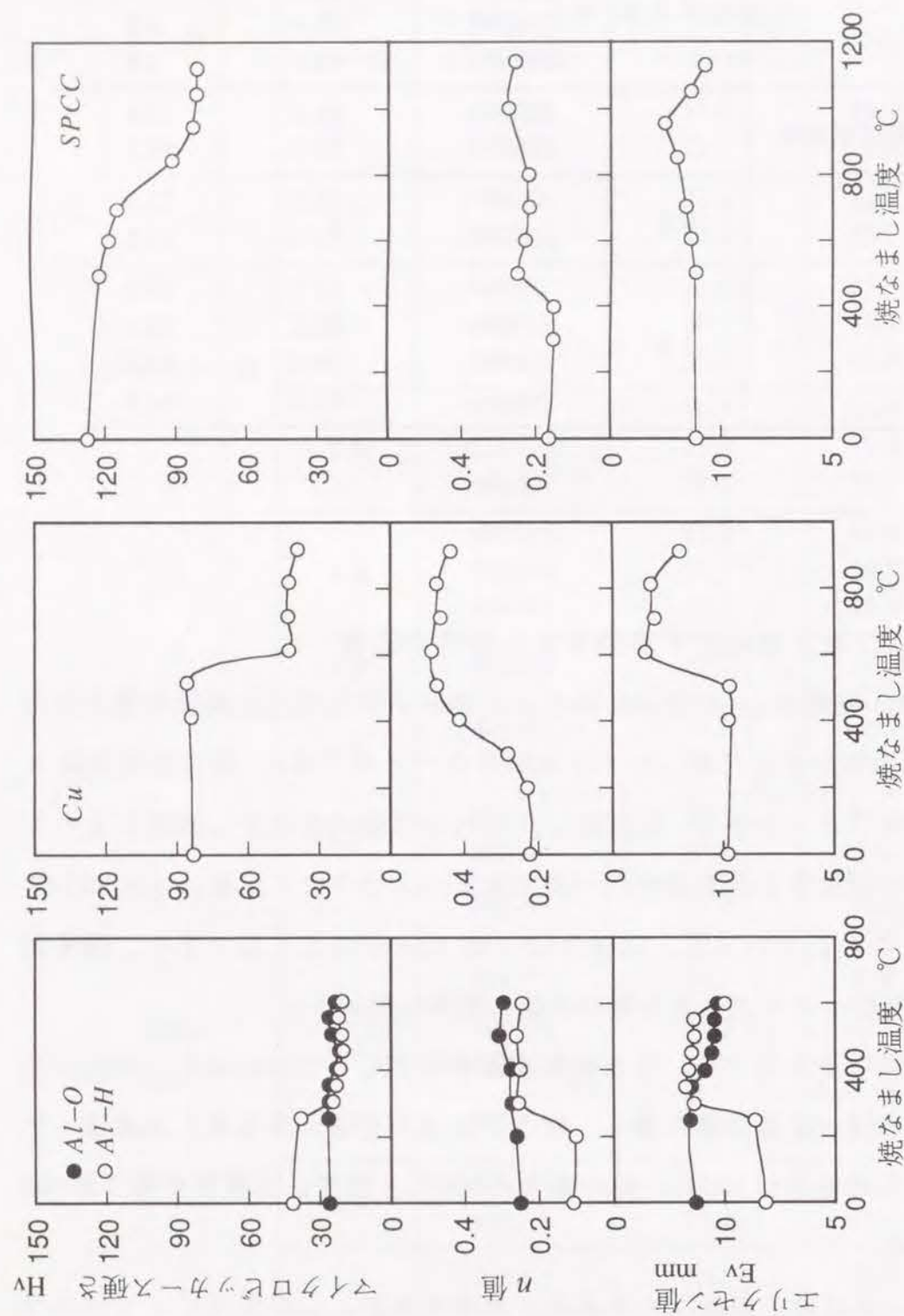


図8-3 マイクロビッカース硬度 H_V 、加工硬化指数 n およびエリクセン値 E_v に対する焼なまし温度の影響




や低下していく傾向にある。

以上のように、焼なまし効果がある領域において、 n 値の変化はさほど大きくないにもかかわらず、焼なまし温度が高すぎる場合にエリクセン値が低下する理由として、変形の進行に伴う表面あれの影響が考えられる。すなわち、一般に、焼なまし温度が高く、また焼なまし時間が長い場合ほど結晶粒が粗大化することになるので、塑性変形の進行に伴う表面あれの発達が激しくなる。その結果、板厚は同じであっても、過度の焼なましを受けたものほど表面あれによる板厚の不均一さが顕著となり、これがエリクセン値を低下させるのではないかと考えられる。




図8-4は、板厚 t_0 と表面粗さ増加割合 α が異なる板について、エリクセン試験後の表面状態を比較した一例である。図において、エリクセン値 E_v と板厚 t_0 の関係をみると、必ずしも板厚が小さくなるにつれてエリクセン値が低下するというにはなっていない。例えば、銅の場合についてみると、 $t_0=2\text{mm}$ のものよりも $t_0=1.2\text{mm}$ のほうがエリクセン値が大きくなっている。また、冷間圧延鋼板の場合、板厚は同じ ($t_0=1\text{mm}$) であってもエリクセン値には約 1.5mm の差がみられる。

一方、板厚と表面粗さ増加割合の比 t_0/α に注目すると、上述のようなエリクセン値の逆転や同一板厚におけるエリクセン値の差はみられなくなり、 t_0/α が小さくなるにつれてエリクセン値が単調に低下するということになる。このことから、エリクセン値に対する板厚の影響をより普遍的に整理するためには、単に素板の初期板厚 t_0 だけでなく、変形の進行に伴う表面粗さの発達状況をも考慮することが必要ではないかと推測される。

そこで以下では、完全に焼なましを施した板 (硬さがほぼ一定値に落ち着いたもの) のみを対象にし、塑性変形による表面あれの影響を考慮してエリクセン値の整理を試みた。

表面状態			
エリクセン値 Ev mm	12.5	14.0	14.4
板厚 mm	0.6	2.0	1.2
粗さ増加割合 α μm	28.2	83.0	40.1
t_0/α	21.3	24.1	29.9

(a) 銅板 (Cu)

表面状態			
エリクセン値 Ev mm	10.0	10.6	12.1
板厚 mm	0.4	1.0	1.0
粗さ増加割合 α μm	52.0	59.0	30.2
t_0/α	7.7	16.9	33.1

(b) 冷間圧延鋼板 (SPCC)

図8-4 表面あれ特性が異なる試験片のエリクセン試験後の表面状態の一例

8.4 表面あれの影響を考慮したエリクセン値の整理

8.4.1 表面あれによる板厚の不均一さ

表面あれによって生じる板面上の微小凹凸は、板厚に厚い部分と薄い部分といった微視的な不均一さを生じさせることになる(図8-5)。マイクロメータやシックネスゲージなどで測定されるみかけの板厚は凸部の板厚 t_A に対応する。一方、実質部である凹部の板厚 t_B は、板の表面に存在する粗さのために t_A よりもいくぶん小さい値となる。

エリクセン試験の場合、ポンチに接していない板面(ポンチと反対側の面)は自由表面であるから、そこでの表面あれは変形の進行に伴ってほぼ直線的に増大する。しかし、ポンチに接する側の板面では、ポンチによる拘束のために、表面あれはほとんど発達しない。そこで、板の片面(自由表面)のみに表面粗さ R_{max} が生じるものと仮定し、実質部(板厚が最も薄い部分)の板厚 t_B を

$$t_B = t_A - R_{max} \quad (8.2)$$

で近似した。そして、 t_A 部と t_B 部の板厚の不均一さ f_R を次式で表すことにした。

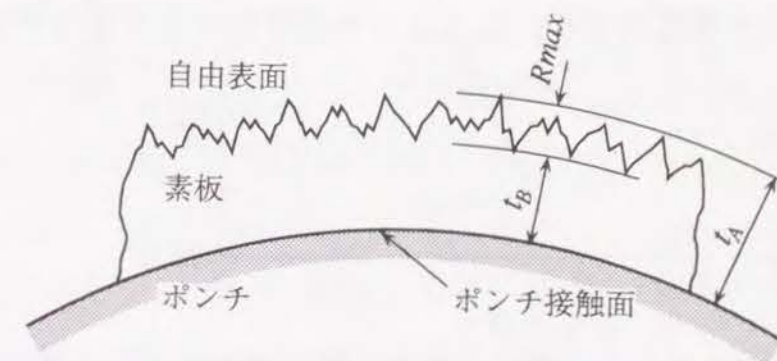


図8-5 エリクセン試験における板厚の不均一さ f_R の説明図

$$f_R = \frac{t_B}{t_A} = \frac{t_A - R_{max}}{t_A} \quad (8.3)$$

いま、 t_A 部の板厚ひずみ ε_3 を

$$\varepsilon_3 = \ln \left(\frac{t_A}{t_0} \right) \quad (8.4)$$

で表し、この ε_3 と板面内の平均的な主ひずみ ε_1 , ε_2 および相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ の間に、等方性材料に対するレビー・ミーゼスの関係式が成り立つものと仮定すれば、式(8.3) は次のように書ける。

$$f_R = 1 - \frac{\alpha \bar{\varepsilon} + R_0}{t_0 \exp \left\{ \frac{-(1+x)}{2\sqrt{1-x+x^2}} \bar{\varepsilon} \right\}} \quad (8.5)$$

ここで、 x は板面内の応力比 σ_2/σ_1 である (板厚方向の応力 $\sigma_3=0$ の平面応力状態を仮定した)。また、 t_0 はみかけの初期板厚である。式(8.5)より、板厚の不均一さ f_R は、初期板厚 t_0 と表面粗さ増加割合 α の両方に依存して変化することがわかる。

エリクセン試験の場合、破断部のひずみ経路は図8-6のようになり、ひずみ比 $\beta (= \varepsilon_2/\varepsilon_1)$ は変形中ほぼ一定 ($\beta=0.63$) に保たれている。したがって、レビー・ミーゼスの関係式より、応力比 x も変形中一定に保たれることになる。

$$x = \frac{(1+2\beta)}{(2+\beta)} = 0.86 \quad (8.6)$$

式(8.5)に $x=0.86$ を代入し、変形の進行に伴う板厚の不均一さ f_R の進展状況を計算すると図8-7のようになる。図より、 t_0/α が小さい場合ほど板厚の

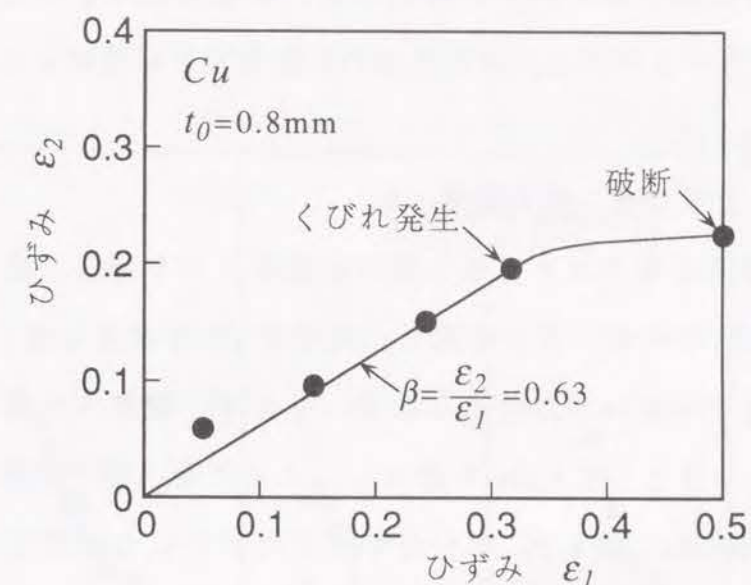


図8-6 エリクセン試験における破断部のひずみ経路

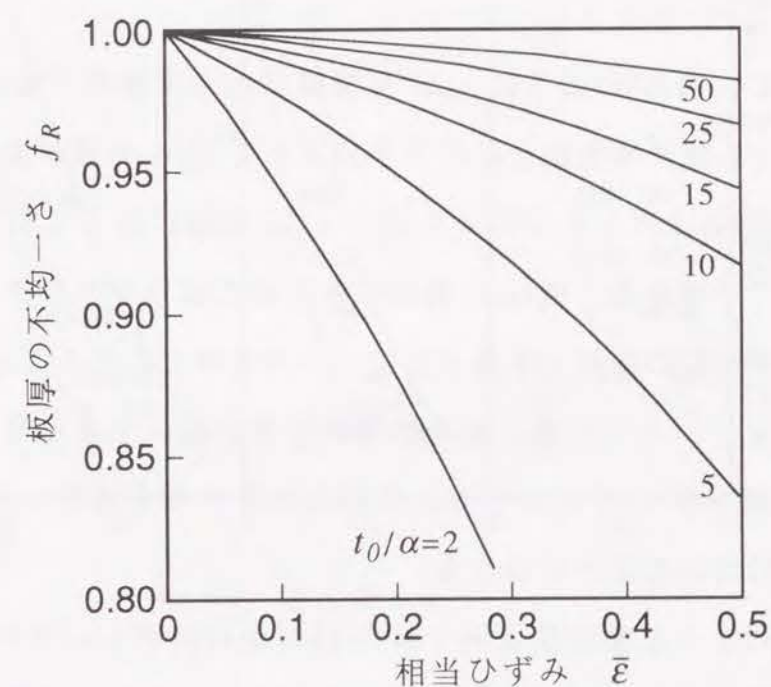


図8-7 変形の進行に伴う板厚の不均一さ f_R の進展

不均一さが顕著になることがわかる。言い換えれば、板厚 t_0 が同じ場合には表面粗さの増加割合 α が大きい材料ほど、また表面粗さ増加割合が同じ場合には板厚が薄いものほど、表面あれの影響を大きく受けることになる。

8.4.2 t_0/α とエリクセン値の関係

以上の検討結果から、エリクセン値の板厚依存性を論じる場合には、表面あれによる板厚の不均一さを考慮し、実質部（板厚が最も薄い部分）の板厚に注目すべきではないかと考えられる。そこで、変形中の板厚の不均一さを表すパラメータとして t_0/α を導入し、エリクセン値の整理を行ってみた。図8-8 (a), (b)は、表8-2に示したすべての材料についてエリクセン値を測定し、得られた結果をそれぞれ板厚 t_0 および t_0/α に対して整理したものである。図(a)の場合、全体的には、板厚が薄くなるにつれてエリクセン値が低下するという傾向にあるが、個々の測定値についてみると、板厚は同じであってもエリクセン値にはかなり大きな差異が生じていることがわかる。

これに対して、図(b)のように t_0/α を横軸にとって整理すると、板厚 t_0 は同じであっても粗さ増加割合 α の大小によって t_0/α の値が変化することになるので、図(a)に示したプロット点が t_0/α の値に応じて左右に移行することになる。その結果、図(a)の場合にみられたようなエリクセン値の差異が減少し、すべてのプロット点がほぼ一つの曲線上にのることになる。

以上の結果より、エリクセン値の板厚依存性を表示する尺度としては、単に素板の初期板厚 t_0 だけよりも、表面あれ特性をも考慮した t_0/α のほうがより普遍的であることがわかる。

なお、以上のような整理法は同一材料 (n 値がほぼ等しいもの) の場合に対してのみ有効であろう。材料の違いや焼なましの有無などに関係なく、エリクセン値の板厚依存性をより普遍的に整理するためには、図8-8 (b)の

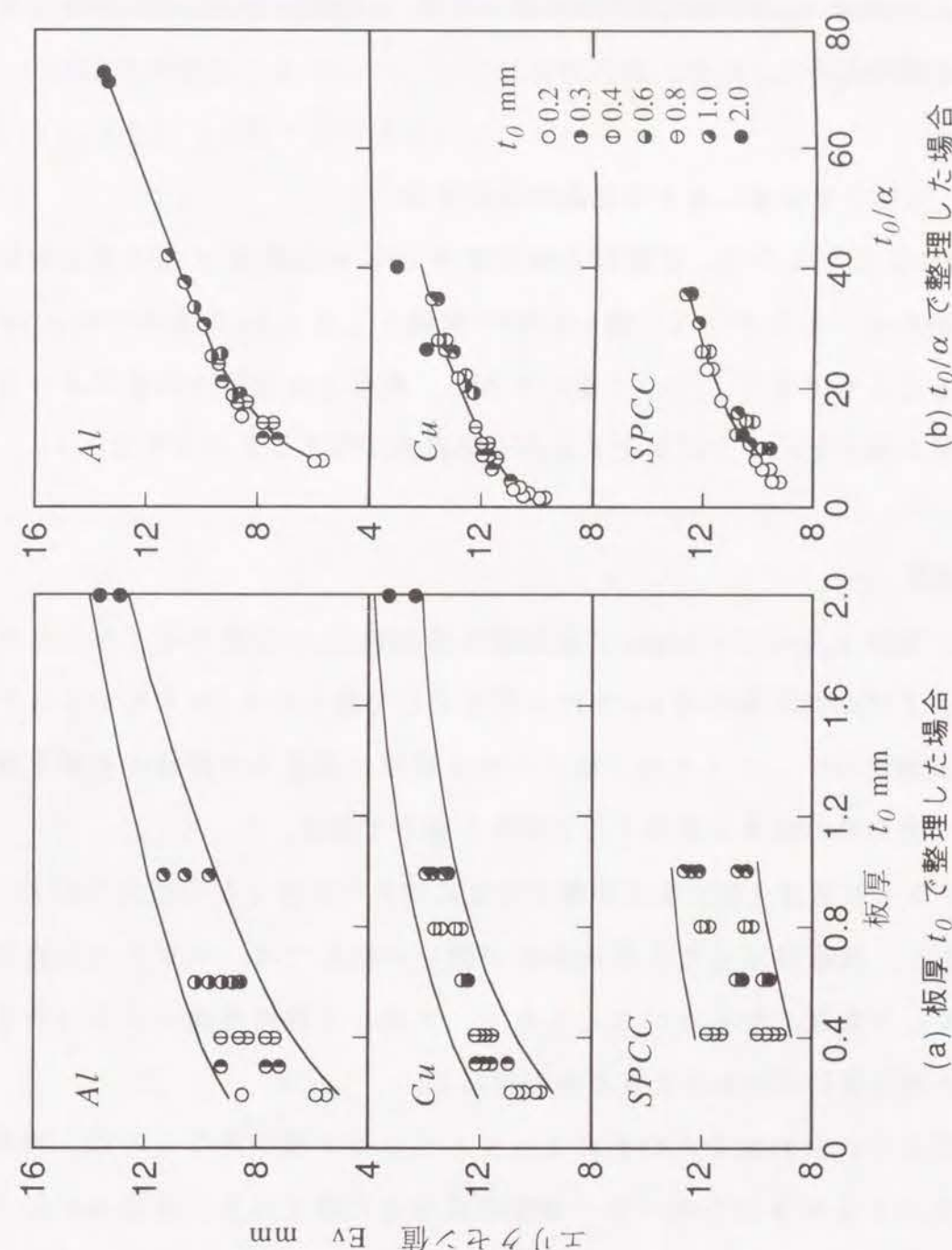


図8-8 エリクセン値に対する板厚の影響

横軸 (t_0/α) のみならず、縦軸をどのような無次元量で表示すればよいかが重要な課題となる。エリクセン値は、材料特性値 (n , r 値) や板厚、表面あれ特性のほかに、潤滑状態、絞り込み量、ひずみ分布などによっても異なるので、今後は、これら諸因子の影響を考慮した整理法について検討することが必要であろう。

8.4.3 エリクセン値に対する結晶粒径の影響

図8-2に示したように、表面粗さ増加割合 α は結晶粒径 d とほぼ比例的な関係がある。したがって、図8-8 (b)の横軸として t_0/α のかわりに t_0/d を用いることもできる。このようにすると、板厚と結晶粒径の比によってエリクセン値がどのように変化するかを間接的に知ることができる。

8.5 結言

以上、板厚 t_0 ($=0.2\sim 2\text{mm}$) と表面粗さ増加割合 α が異なるアルミニウム、銅および冷間圧延鋼板 (いずれも焼なましを施したもの) を用いてエリクセン試験を行い、エリクセン値に対する板厚と表面あれ特性の影響を検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

1) エリクセン値は一般に板厚が薄くなるにつれて小さくなる傾向を示す。

しかし、板厚は厚くても表面あれが激しい材料では、エリクセン値が必ずしも大きくならないこともあり、表面あれ特性の違いによってエリクセン値にはかなり大きな差が生じる。

2) このように、表面あれ特性によってエリクセン値が異なるのは、表面あれによる板厚の不均一さの程度が異なるためである。表面あれによる板厚の不均一さは、 t_0/α が小さい場合ほど顕著になる。したがって初期板厚が同じ場合には、表面あれが大きい材料ほど変形中の実質部板厚が小さくなり、その結果エリクセン値が低下することになる。

3) エリクセン値の板厚依存性をより普遍的に表示するためには、単に初期板厚 t_0 のみならず、表面あれの影響をも考慮した材料特性 t_0/α を用いるほうが好都合である。同一材料の場合、 t_0/α が小さくなるとエリクセン値は急激に低下する。なお、表面粗さ増加割合 α は結晶粒径 d とほぼ比例関係にあるので、板厚依存性評価尺度として t_0/α のかわりに t_0/d を用いることもできる。

第9章 金属粉末焼結体の塑性変形に伴う表面粗さの発達

9.1 緒言

粉末成形と塑性加工の手法を組み合わせた加工法の一つとして、焼結鍛造法がある。これは、粉末焼結体に熱間または冷間鍛造を施して密度を高め、溶製材に匹敵する強度を持った種々の機械部品を得ようとする加工法である。この方法によれば、通常の溶製材の鍛造に比べて材料のロスや鍛造後の機械加工を少なくすることができ、いわゆる Near Net Shape 加工が可能になる。また、異種粉末を混合して成形を行えば、溶解-鑄造法では得られない新しいタイプの複合材料の製造もできるといった利点がある。

焼結鍛造の形式としては、最終製品の形状・寸法に近い焼結体(プリフォーム)を密閉型で鍛造するものと、単純な形状のプリフォームを半密閉型で鍛造して高密度化とサイジングを図る方式とがある。後者の場合には、プリフォームが型面に接触するまでにかかなり大きい塑性変形を受けることになるので、プリフォームの自由表面には肌あれが生じる。肌あれによって生じた表面凹凸は、プリフォームが型面に接触した後も完全には平滑化されないため、製品の表面品質や機械的性質を劣化させる原因になる。

第8章までに述べてきたように、溶製材の塑性加工における肌あれに関しては、数多くの研究がなされている。しかし、金属粉末焼結体に塑性変形を与えた場合、どのような肌あれが生じるかといった点についての研究はほとんど行われていない。溶製材の場合、表面あれの発達に影響をおよぼす主な因子は、ひずみの大きさと結晶粒径の二つであるが、焼結体の場合には、これらのほかに塑性変形に伴う空孔率の変化すなわち焼結体の密度変化も影響するものと考えられる。

本章では、アルミニウム、鉄および銅粉末を使用して初期密度が異なる円柱形状の粉末焼結体を作製し、これに単純圧縮変形を与えその際の自由表面

粗さの発達状況を調べた。そして、ひずみ、結晶粒径のほかに、表面あれの発達に対する相対密度 (焼結体と溶製材との密度比) の影響を検討した^{62),63)}。

9.2 供試粉末および実験方法

9.2.1 供試粉末

本実験では、市販のアルミニウム粉末 (噴霧粉)、鉄粉末 (電解粉) および銅粉末 (電解粉) を使用した。これらの粉末をふるいを使用して、表9-1に示すような粉粒径に分類した。なお、粉粒径 D は、使用したふるいの目開きの平均値である。表中の () 内の数字は使用したふるいの目開きの寸法である。

表9-1 供試粉末および粉粒径

供試粉末	粉粒径 $D \text{ } \mu\text{m}$			
アルミニウム	165	98	49	< 38
鉄	(180 - 150)	(106 - 90)	(53 - 45)	(38 -)
銅	< 63 (63 -)			

(使用したふるいの目開き)

9.2.2 初期相対密度 ρ_0 と結晶粒径 d が異なる焼結体の作製

粉粒径 D が異なる上記の粉末を、図9-1に示すような工具で圧縮し、直径20mm、高さ15mmの円柱形状の圧粉体を成形した。粉末の充てん量および成形荷重を変化させることにより、初期密度が異なる種々の圧粉体を得た。

これらの圧粉体を表9-2の条件で真空焼結した。得られた焼結体の初期相対密度 ρ_0 ($\approx 0.71 \sim 0.93$) と結晶粒径 d を表9-3にまとめて示す。結晶粒径

d は、焼結体を軸方向に半割りにした断面の顕微鏡写真から結晶粒を正方形近似して求めた平均結晶粒径である。また、表9-3中の*は、結晶粒径 d を粗大化させるために、上記の方法で作製した焼結体 ($D=49\mu\text{m}$, $\rho_0 \approx 0.8$) に数%の圧縮予ひずみを与えた後、焼結と同じ条件で焼なましを施したものである。なお、これら焼結体の密度分布は、焼結体を軸方向に半割りにした断面の硬さ測定より、ほぼ一様なものになっていることを確かめた。

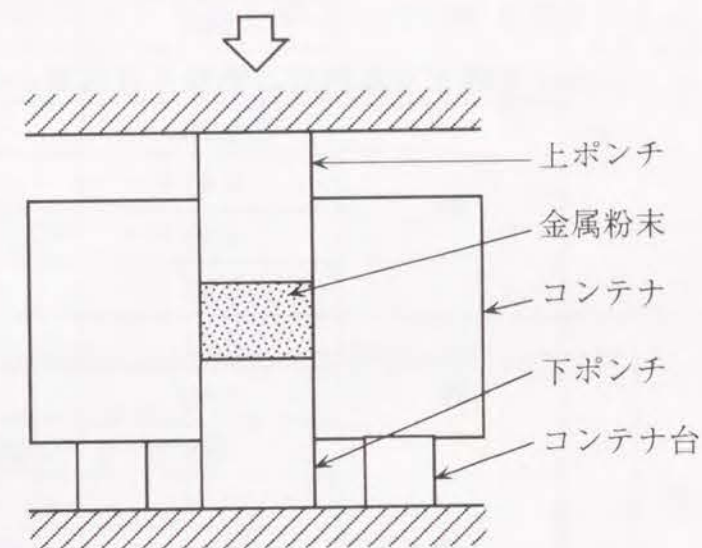


図9-1 圧粉体成形工具の概略

表9-2 圧粉体の焼結条件 (真空中)

供試粉末	温度 $^{\circ}\text{C}$	時間 min.
アルミニウム	640	90
鉄	1100	90
銅	850, 900, 950	90

表9-3 焼結体の粉粒径、初期相対密度および結晶粒径

供試粉末	粉粒径 D μm	初期相対密度 ρ_0	結晶粒径 d μm
アルミニウム	165	0.72	115
		0.82	115
		0.92	106
	98	0.74	59
		0.80	57
		0.92	55
	49	0.70	34
		0.87	28
		0.93	27
		0.82	*58
鉄	98	0.71	76
		0.80	83
		0.89	86
	49	0.74	43
		0.80	59
		0.87	76
銅	38	0.74	37
	63	0.75	6.9
		0.85	6.9
		0.89	7.7
		0.79	6.7
		0.87	7.5
		0.91	8.2
		0.80	7.3
		0.89	8.9

図9-2は、アルミニウムおよび鉄粉末焼結体の結晶粒径 d と粉粒径 D の関係を示したものである。焼結体の結晶粒径 d は、使用した粉末の粉粒径 D が大きいものほど大きくなる傾向を示している。

9.2.3 焼結体の繰返し潤滑圧縮

焼結体の単軸圧縮においては、焼結体と工具の接触面における摩擦の影響をできるだけ小さくするために、潤滑剤としてテフロンシート(厚さ 0.1mm)にワセリンを塗布したものを使用した。そして、軸方向の圧縮ひずみ $\varepsilon_z \approx 0.05$ ごとにテフロンシートを取り替えては圧縮を繰り返した。また、各圧縮ごとに試験機から焼結体を取外し表面粗さと密度を測定した。

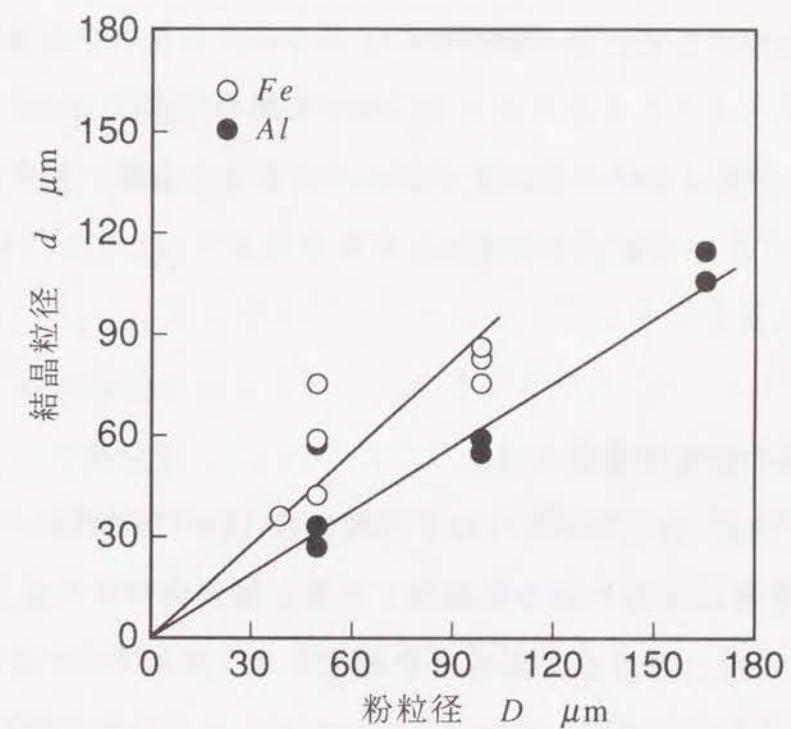


図9-2 焼結体の結晶粒と粉粒径の関係

9.2.4 表面粗さの測定方法

焼結機械部品は、焼結体表面に空孔が存在するため、粗さ曲線に急激な深い凹部が現れることがある。このような空孔部の影響を取り除くために、焼結体の表面粗さは十点平均粗さで表示するのが普通である⁶⁴⁾。ここでは、これまでの取り扱いと同様に触針式形状測定機で粗さを測定し、最大高さ R_{max} で表示した。ただし、明かに空孔部であると思われる急激な深い凹部が現れた場合にはこれを除外した。粗さの測定箇所は、円柱側面の自由表面であり、測定方向は軸方向である。円周方向の3~5箇所について測定を行い、その平均値を測定値とした。また、測定面の初期粗さをほぼ一定 ($R_{max} \approx 3 \mu m$) にそろえるために、焼結体側面を研磨紙 (#1000, #1500) で仕上げた。

9.3 圧縮変形に伴う焼結体の密度変化および相当応力と相当ひずみの関係

焼結体の塑性変形の進行に伴う粗面化に対しては、変形中の密度変化も密接に関係するものと考えられる。そこで、まず初期相対密度 ρ_0 および粉粒径 D が異なる焼結体の単軸圧縮試験を行い、変形中の密度、軸方向圧縮応力 σ_z 、相当応力 $\bar{\sigma}$ が初期相対密度 ρ_0 や粉粒径 D によってどのように変化するかを検討した。

9.3.1 多孔質体の塑性理論式

大矢根、島ら⁴²⁾は、焼結体のような多孔質金属材料の塑性理論式を提案している。この式を単純圧縮の場合に適用すると、軸方向の圧縮応力 σ_z 、ひずみ増分 $d\epsilon_z$ と、相当応力 $\bar{\sigma}$ 、相当ひずみ増分 $d\bar{\epsilon}$ および相対密度 ρ の関係は、次のように表わされる。ただし、ここでは、軸方向の圧縮応力および圧縮ひずみを正としている。

$$\bar{\sigma} = \rho^{-N} \sqrt{1 + \frac{1}{9f^2}} \sigma_z \quad (9.1)$$

$$d\bar{\epsilon} = \rho^{N-1} \frac{d\epsilon_z}{\sqrt{1 + \frac{1}{9f^2}}} \quad (9.2)$$

$$d\rho = \frac{3\rho}{9f^2 + 1} d\epsilon_z \quad (9.3)$$

ここで、 f は、相対密度の関数

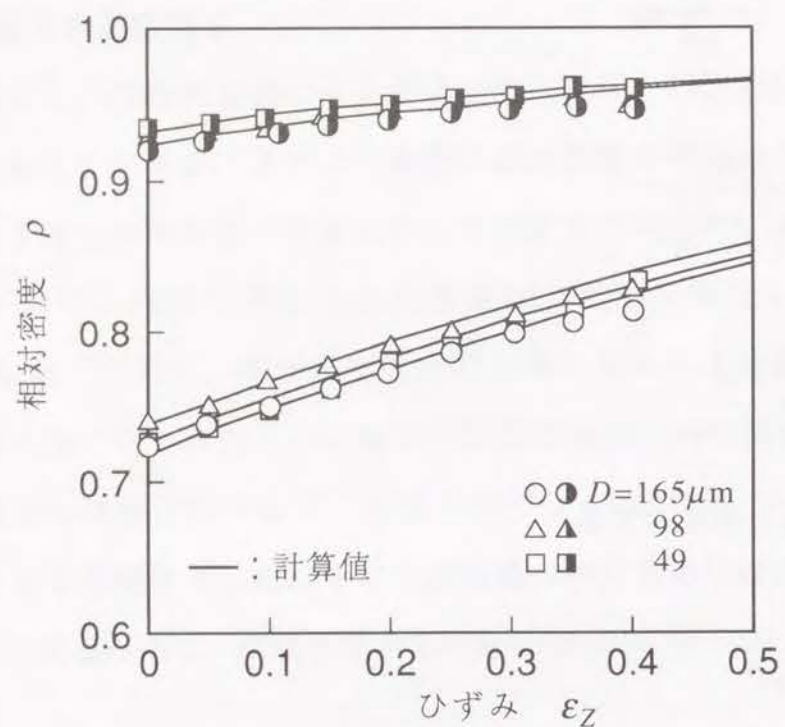
$$f = \frac{1}{a(1-\rho)^b} \quad (9.4)$$

であり、 N 、 a 、 b は、材料定数である。

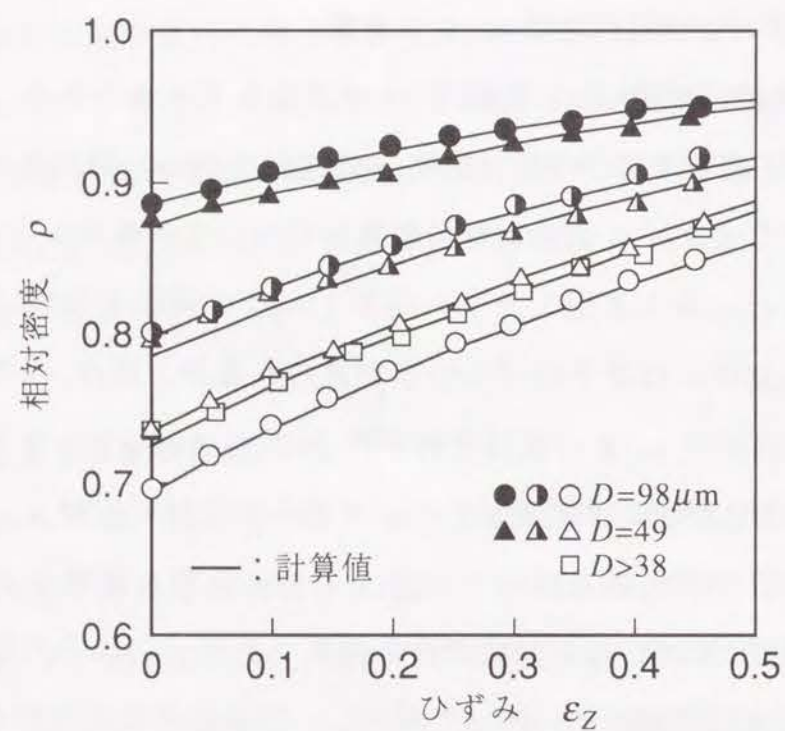
9.3.2 密度変化および材料定数 a 、 b の決定

図9-3は、初期相対密度 ρ_0 、粉粒径 D が異なるアルミニウム、鉄および銅粉末焼結体を圧縮した場合の相対密度 ρ の変化を示した例である。

図9-3 (a) に示したアルミニウム粉末焼結体について、変形中の ρ 、 $d\epsilon_z$ 、 $d\rho$ を求め、式(9.3) から算出した f の値と $(1-\rho)$ の関係を図9-4に示す。 f の値と $(1-\rho)$ の関係には若干のばらつきが見られるが、式(9.4)のかたちで近似すると、材料定数 a 、 b の値はそれぞれ $a=2.3$ 、 $b=0.48$ となる。同様の方法により、鉄および銅粉末焼結体について得られた材料定数 a 、 b を表9-4に示す。これらの材料定数を用いて、式(9.3)により相対密度 ρ の変化を計算した。図9-3に示されている実線が計算結果である。これらの図から、焼結体の相対密度 ρ は圧縮変形に伴って増大し、計算結果は実験値とほぼ一致していることがわかる。また、相対密度 ρ の変化に対しては、粉粒径 D はほとんど影響を及ぼさないことがわかる。

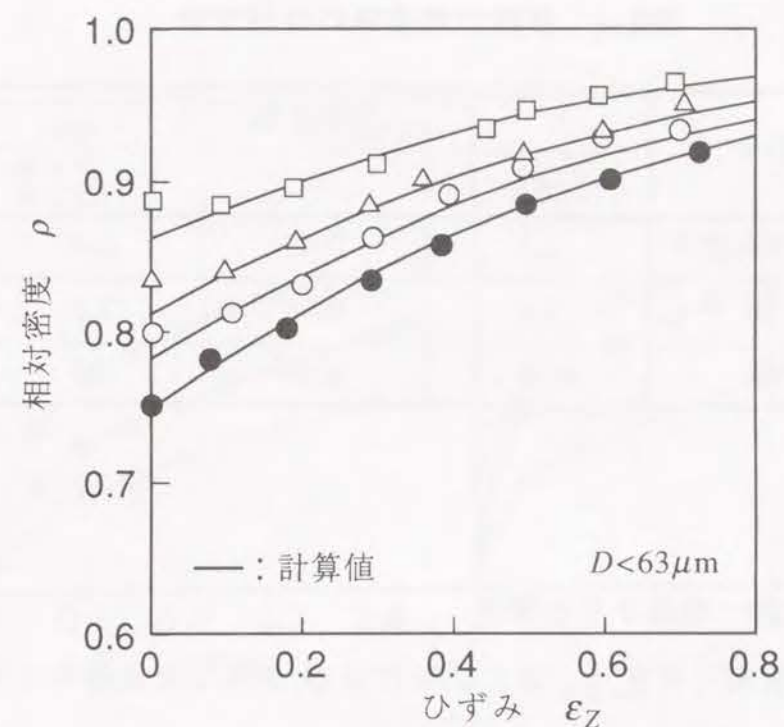


(a) アルミニウム粉末焼結体



(b) 鉄粉末焼結体

図9-3 単純圧縮に伴う相対密度の変化



(c) 銅粉末焼結体

図9-3 単純圧縮に伴う相対密度の変化

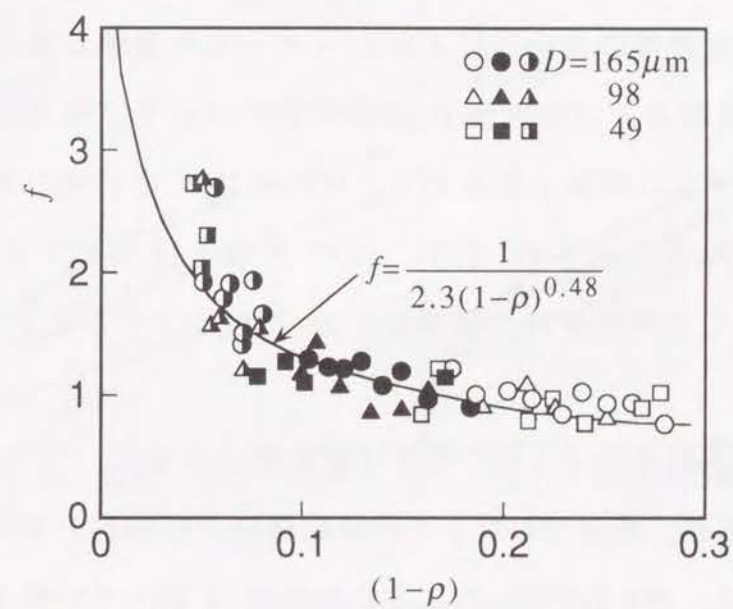


図9-4 f と $(1-\rho)$ の関係 (アルミニウム粉末焼結体)

表9-4 各粉末焼結体の材料定数

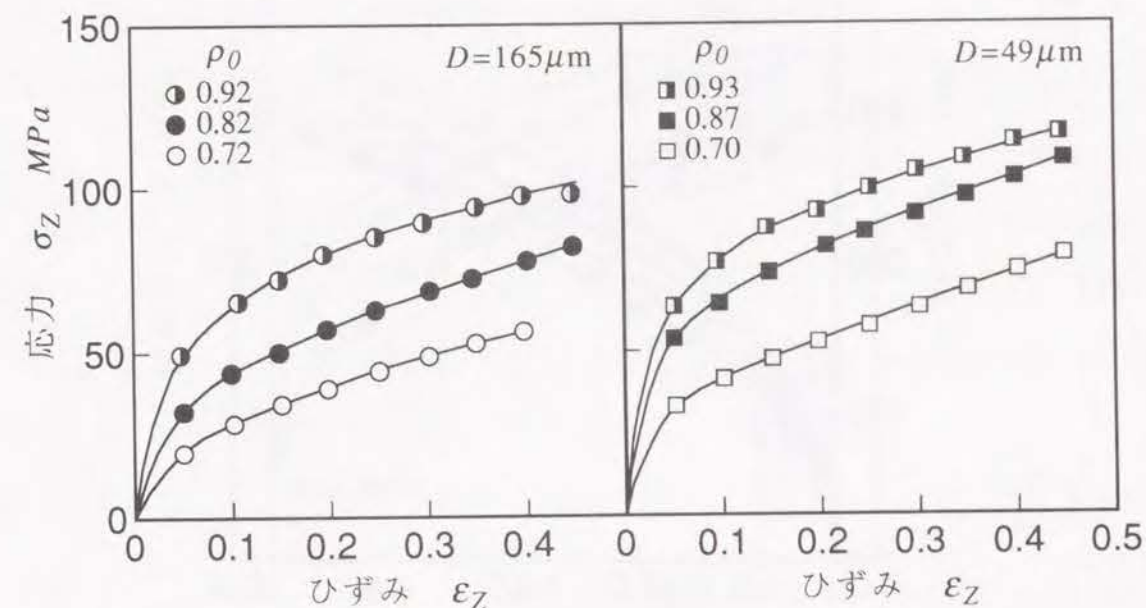
粉末	材料定数		
	a	b	N
アルミニウム	2.3	0.48	2.4
鉄	2.8	0.58	2.7
銅	2.5	0.50	2.5

9.3.3 相当応力-相当ひずみ関係

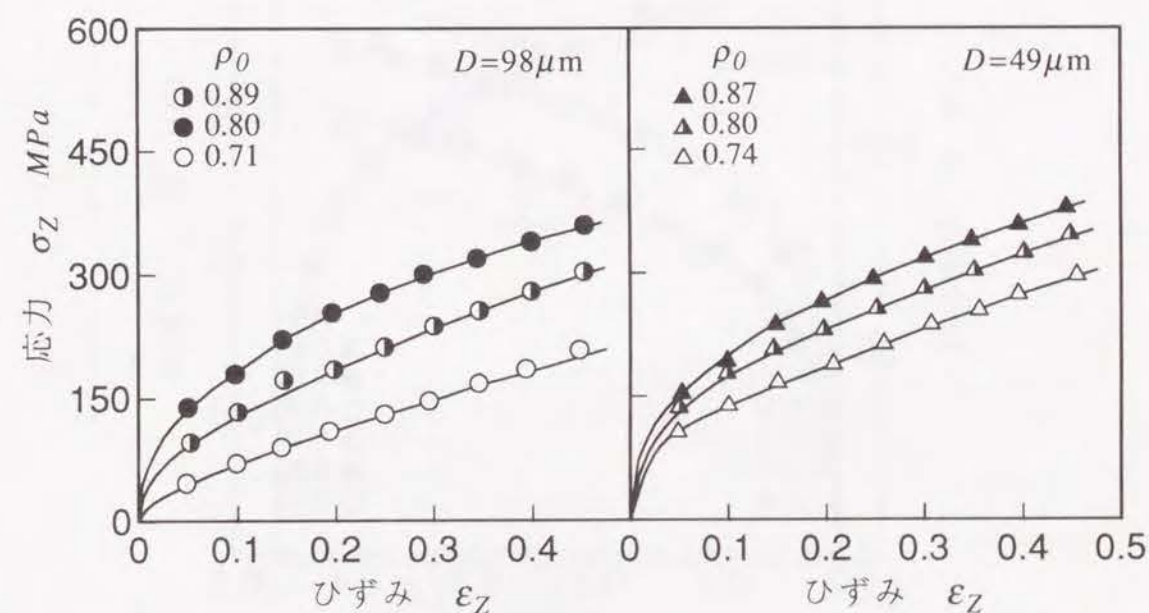
図9-5は、初期相対密度 ρ_0 および粉粒径 D が異なる焼結体を圧縮した場合の軸方向応力 σ_z -軸方向ひずみ ε_z 曲線を示したものである。図に示すように、軸方向応力 σ_z -軸方向ひずみ ε_z 曲線は初期相対密度 ρ_0 および粉粒径 D によって異なったものとなる。

式(9.1)における相当応力 $\bar{\sigma}$ は、焼結体の実質部材料が相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ を受けたときの相当応力である。したがって、焼結体の相当応力 $\bar{\sigma}$ -相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ 曲線は、相対密度の違いにかかわらず一本の曲線になるはずである。そこで、同一材料および粉粒径 D の焼結体について、相当応力 $\bar{\sigma}$ -相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ 曲線が一本の曲線となるように材料定数 N を決定した。このようにして得られた N 値を表9-4に示す。この N 値を使用して式(9.1)および式(9.2)より計算した各焼結体の相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ の関係を図9-6に示す

図9-6より、焼結体の $\bar{\sigma}$ - $\bar{\varepsilon}$ の関係は初期相対密度 ρ_0 にかかわらず同一の曲線で表されるが、粉粒径 D が小さい焼結体ほど相当応力は大きな値を示している。これは、図9-2に示したように粉粒径 D が小さい焼結体ほど結晶粒径が小さくなっており、この結晶粒の影響が現れたものであると考えられる。

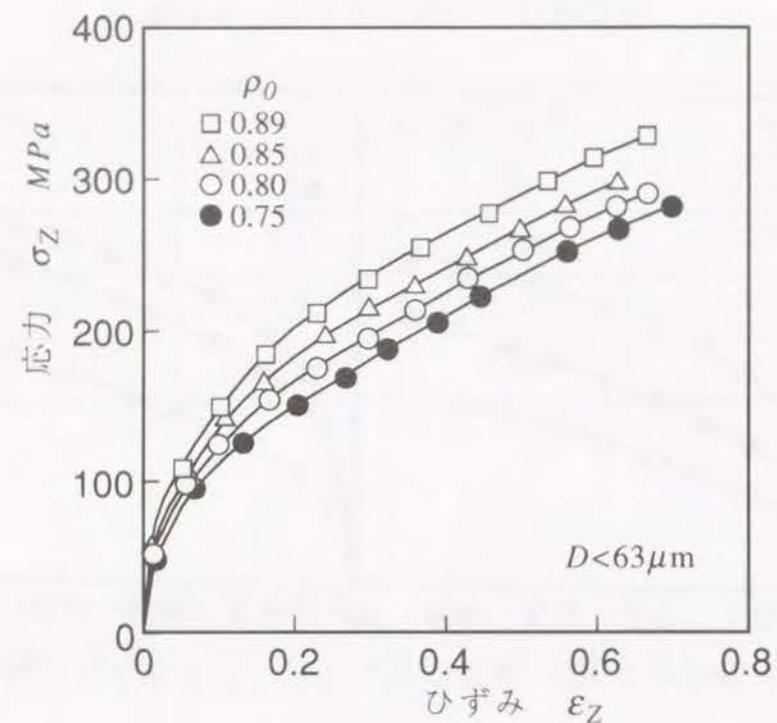


(a) アルミニウム粉末焼結体



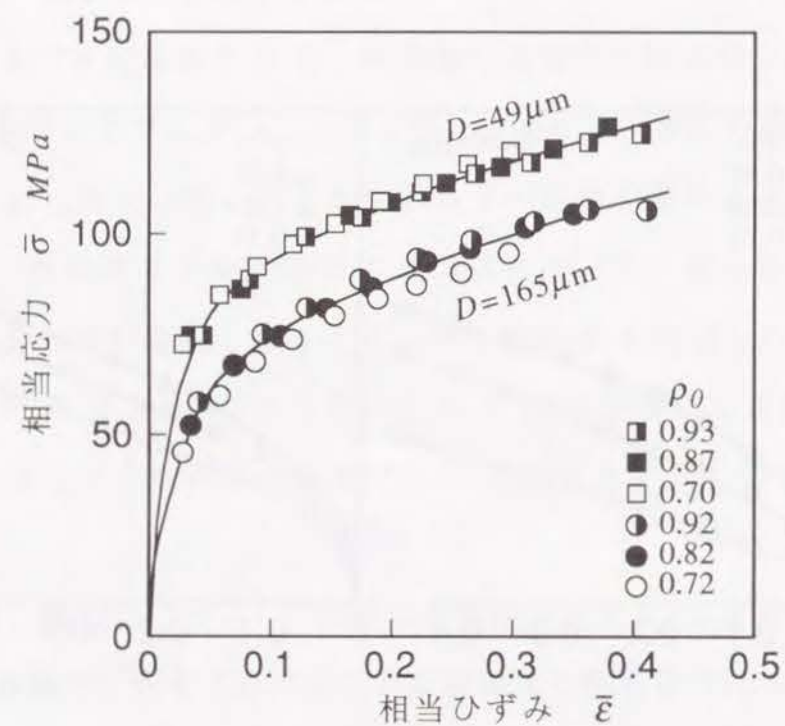
(b) 鉄粉末焼結体

図9-5 圧縮応力 σ_z とひずみ ε_z の関係



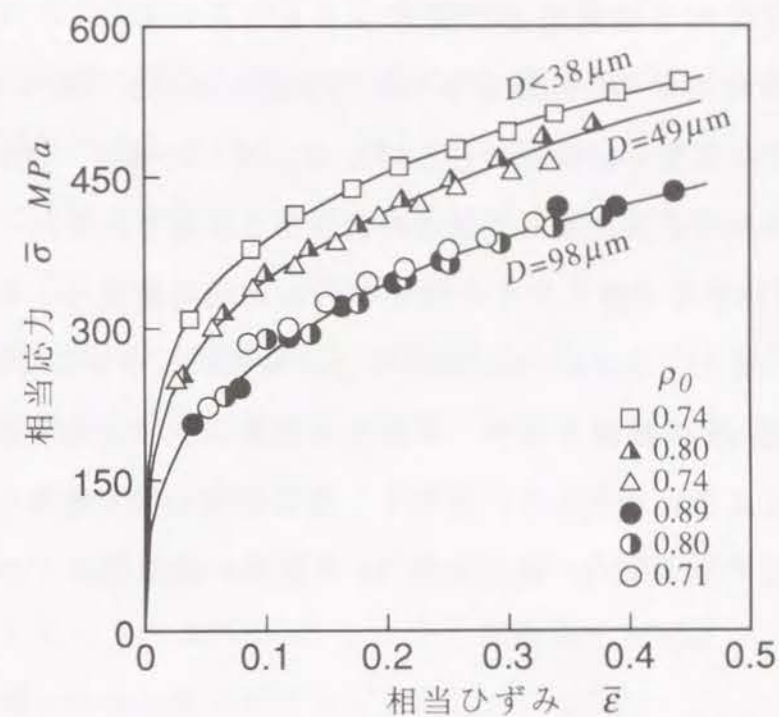
(c) 銅粉末焼結体

図9-5 圧縮応力 σ_z とひずみ ϵ_z の関係

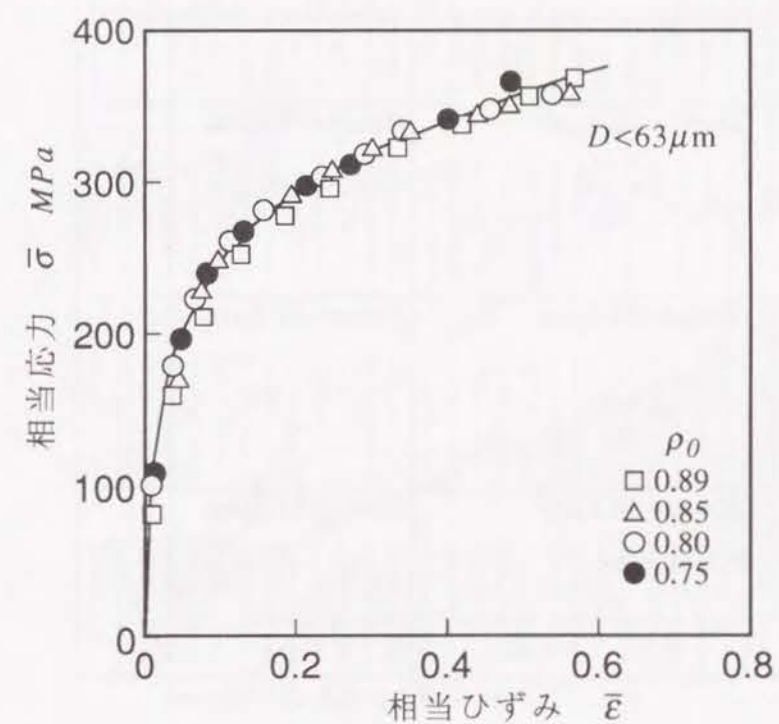


(a) アルミニウム粉末焼結体

図9-6 相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係



(b) 鉄粉末焼結体



(c) 銅粉末焼結体

図9-6 相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係

9.4 変形の進行に伴う表面粗さの発達

アルミニウム粉末焼結体の圧縮変形に伴う表面あれの記録例を図9-7に示す。(A)は焼結体の表面を研磨紙で仕上げた後圧縮した場合、(B)は表面仕上げを施さずに焼結体を直接圧縮した場合の表面粗さ曲線である。

図9-8は、表面粗さの発達に対する焼結体の初期相対密度 ρ_0 の影響を示したものである。また、図9-9には、表面粗さの発達に対する粉粒径 D (銅の場合には結晶粒径 d) の影響を示す。これらの図から、表面粗さ R_{max} は変形の進行に伴って単調に増大していくこと、および初期相対密度 ρ_0 が小さい焼結体ほど、また粉粒径 D (結晶粒径 d) が大きい焼結体ほど表面粗さの

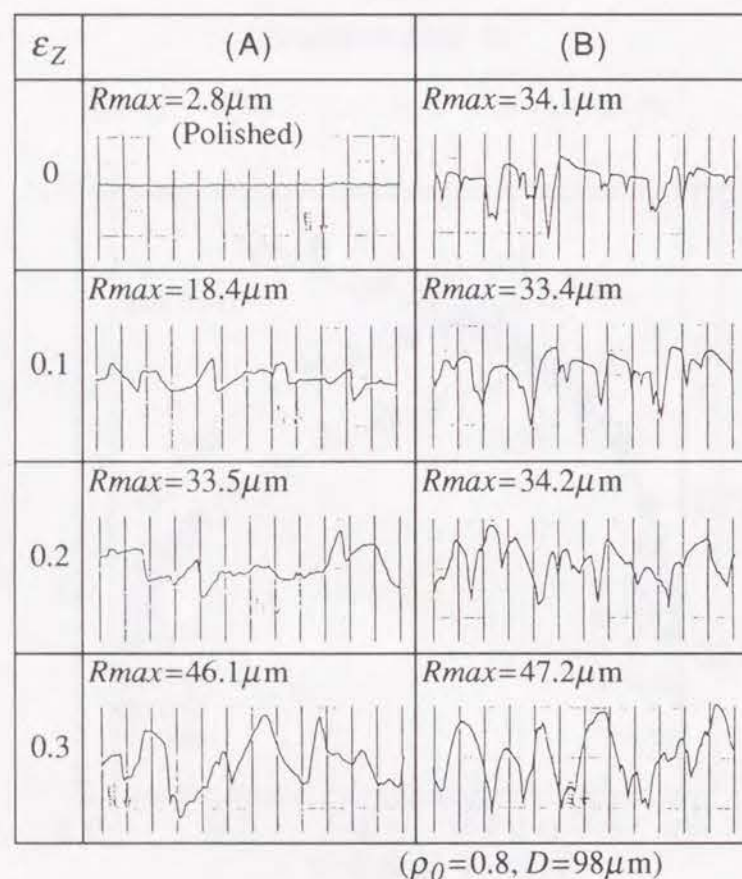


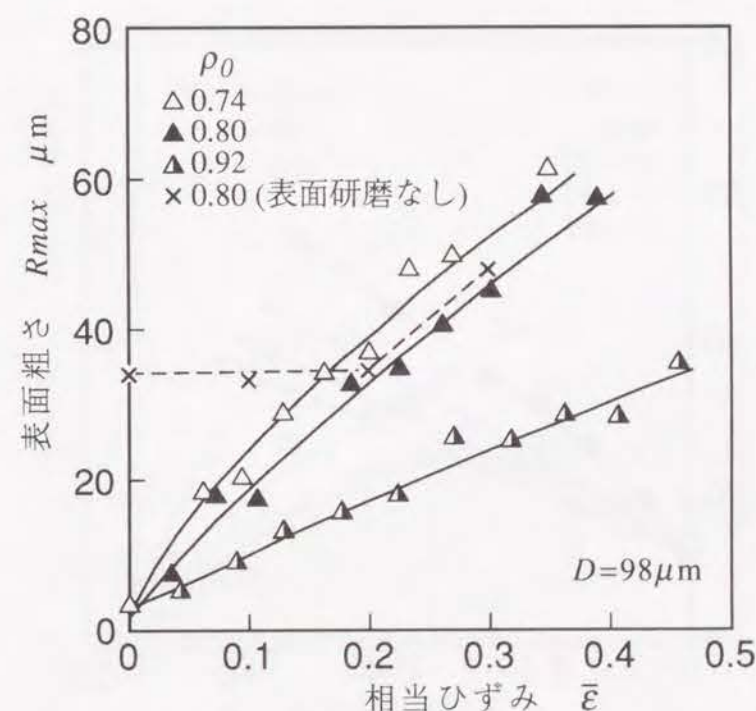
図9-7 圧縮変形に伴う表面粗さの記録例

(アルミニウム粉末焼結体)

増加割合が大きくなっていることがわかる。

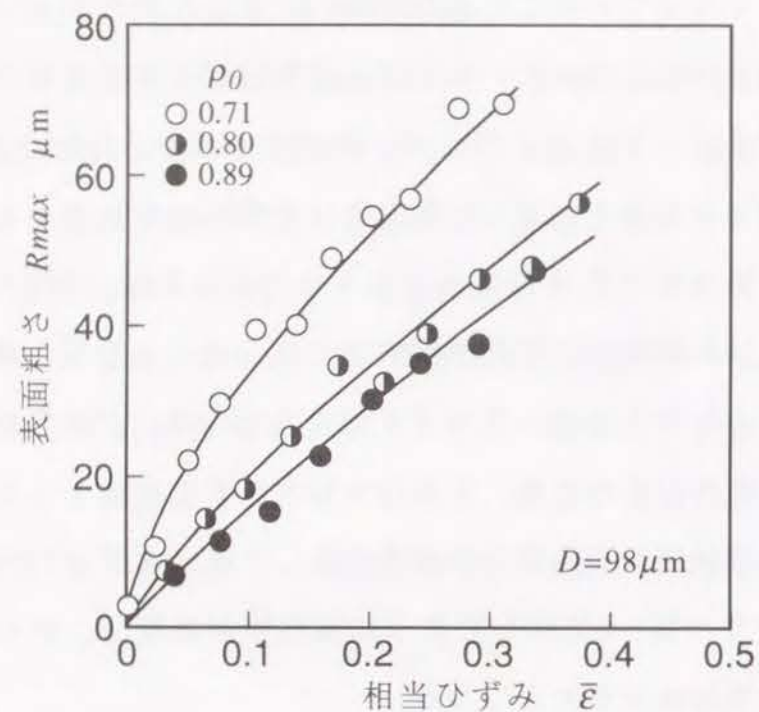
焼結体は内部に空孔を含んでいるので、溶製材に比べて材料内の不均質さが大きい材料であるといえる。例えば、焼結体を図3-1に示したような簡単なモデルで表現できるとすれば、材料内には変形抵抗が0となる領域(空孔)が存在することになるので不均質さが大きくなる。また、初期相対密度 ρ_0 が小さい焼結体ほど材料内の空孔率が大きくなるため不均質が増大する。材料に変形が与えられた場合、不均質さが大きいものほど材料内の不均一変形が大きくなるため、その結果、表面粗さも大きくなる。

したがって、焼結体の表面粗さの発達に対しては、密度(内部の空孔)が影響することになり、図9-8に示したように初期相対密度 ρ_0 が小さい焼結体ほど表面粗さの増加割合が大きくなる。

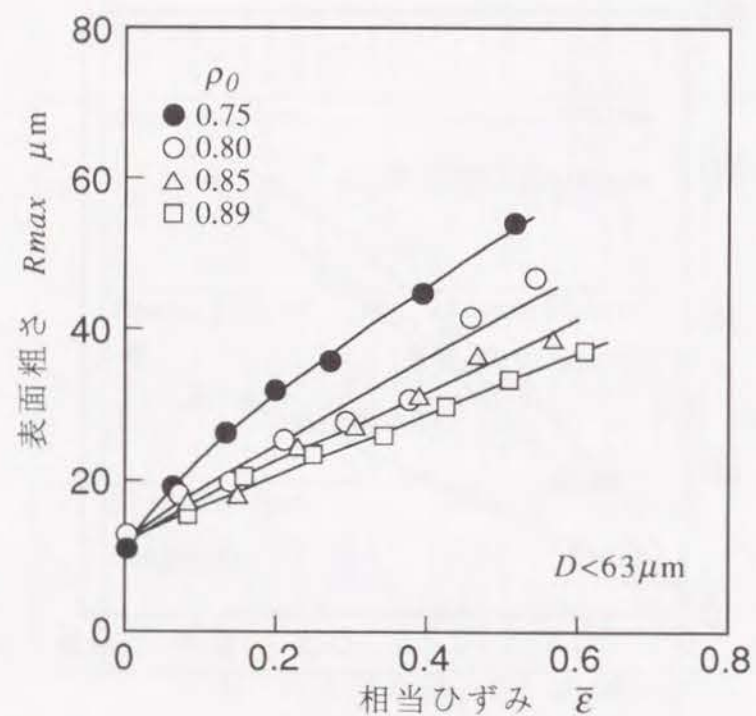


(a) アルミニウム粉末焼結体

図9-8 表面粗さの発達に対する初期相対密度 ρ_0 の影響

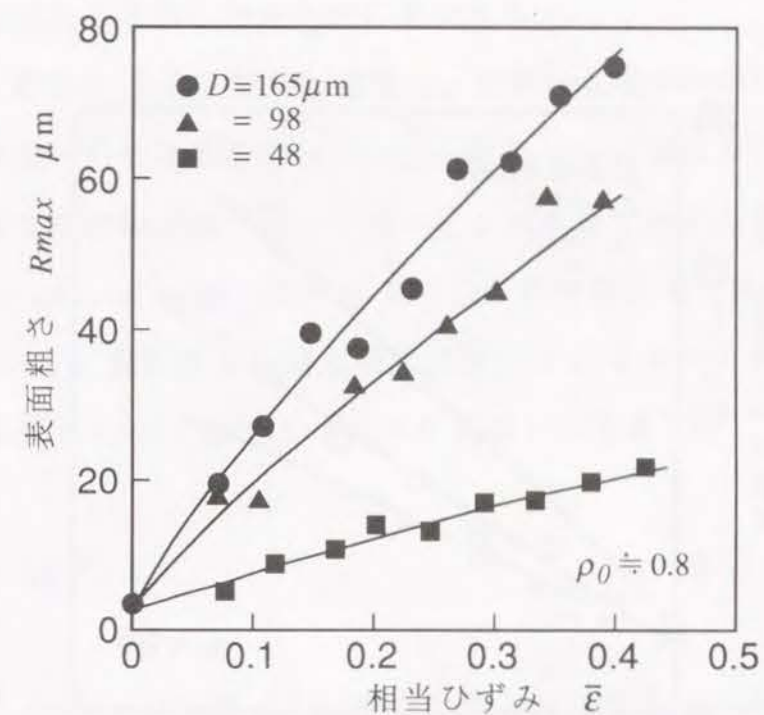


(b) 鉄粉末焼結体

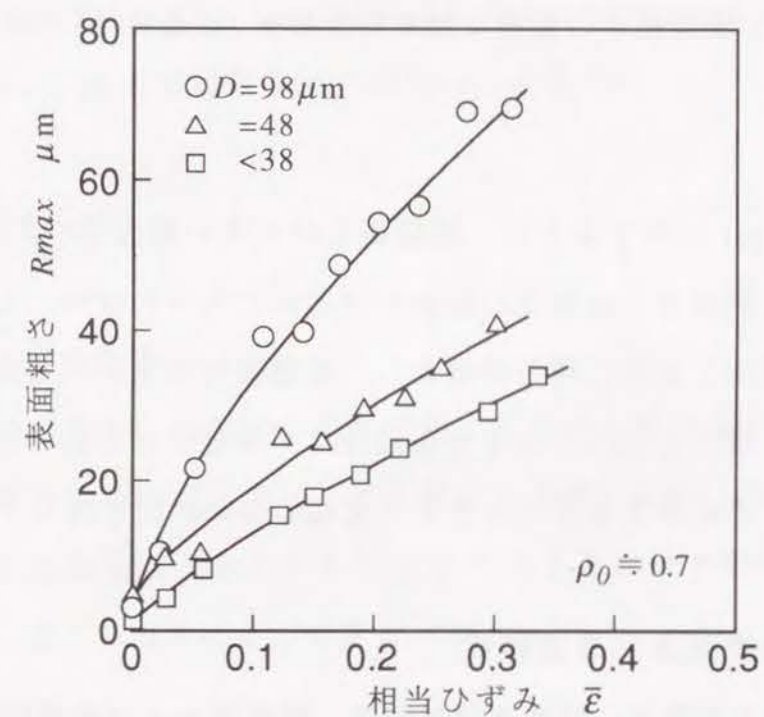


(c) 銅粉末焼結体

図9-8 表面粗さの発達に対する初期相対密度 ρ_0 の影響

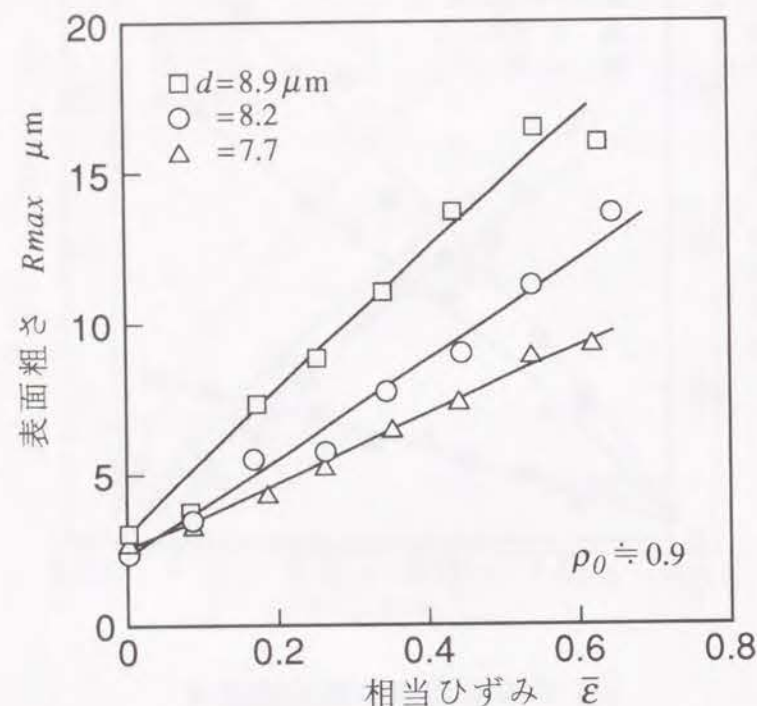


(a) アルミニウム粉末焼結体



(b) 鉄粉末焼結体

図9-9 表面粗さの発達に対する粉粒径の影響



(c) 銅粉末焼結体

図9-9 表面粗さの発達に対する粉粒径 (結晶粒径) の影響

また、図9-8 (a) に示すように、初期粗さが大きい場合 (×印) には、相当ひずみ $\bar{\epsilon} \doteq 0.2$ 程度までは粗さの発達がほとんど見られない。しかし、その後はひずみの増加とともに粗さが増大し、初期相対密度が同じである▲印の場合とほぼ同じ値になる。このような現象はダル仕上げされた圧延板の表面粗さがあるひずみに達するまでほとんど発達しない状況と同じである¹⁾。

9.5 焼結体の表面あれの実験式

9.5.1 表面粗さの発達に対する相対密度、粉粒径および結晶粒径の影響

図9-3に示したように、焼結体に圧縮変形を与えると密度増加が生じる。したがって、焼結体の変形に伴う表面あれの発達を論じる場合には、この変

形中の密度変化をも考慮した検討が必要である。

図9-10は、粉粒径 D と初期相対密度 ρ_0 が異なる種々の焼結体について、変形中の時々刻々の粗さ増加割合 $dR_{max}/d\bar{\epsilon}$ とその時点における相対密度 ρ を求め、両者を両対数グラフ上にプロットしたものである。なお、変形中の粗さ増加割合 $dR_{max}/d\bar{\epsilon}$ は、次のようにして求めたものである。図9-8および図9-9において、表面粗さの測定結果にはいくぶんばらつきが見られる。そこで、表面粗さ R_{max} と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係をひとまず

$$R_{max} = A \bar{\epsilon}^B + R_0 \quad (9.5)$$

で近似し、この式(9.5)を用いて変形中の粗さ増加割合 $dR_{max}/d\bar{\epsilon}$ を算出した。ここで、 A 、 B は定数、 R_0 は初期粗さである。

図9-10に示すように、 $dR_{max}/d\bar{\epsilon}$ の値は、いずれの焼結体においても、相対密度 ρ が増加するにつれてほぼ直線的に低下していくことがわかる。したがって、 $dR_{max}/d\bar{\epsilon}$ と相対密度 ρ の関係は、近似的に

$$\frac{dR_{max}}{d\bar{\epsilon}} = C \rho^\gamma \quad (9.6)$$

と表わすことができる。

各焼結体について、図9-10の直線の傾きすなわち式(9.6)の γ の値を読みとり、焼結体の初期相対密度 ρ_0 との関係を見ると図9-11のようになる。 γ の値は初期相対密度 ρ_0 および粉粒径 D の大きさにはかかわらず、各焼結体ともほぼ一定とみなすことができる。

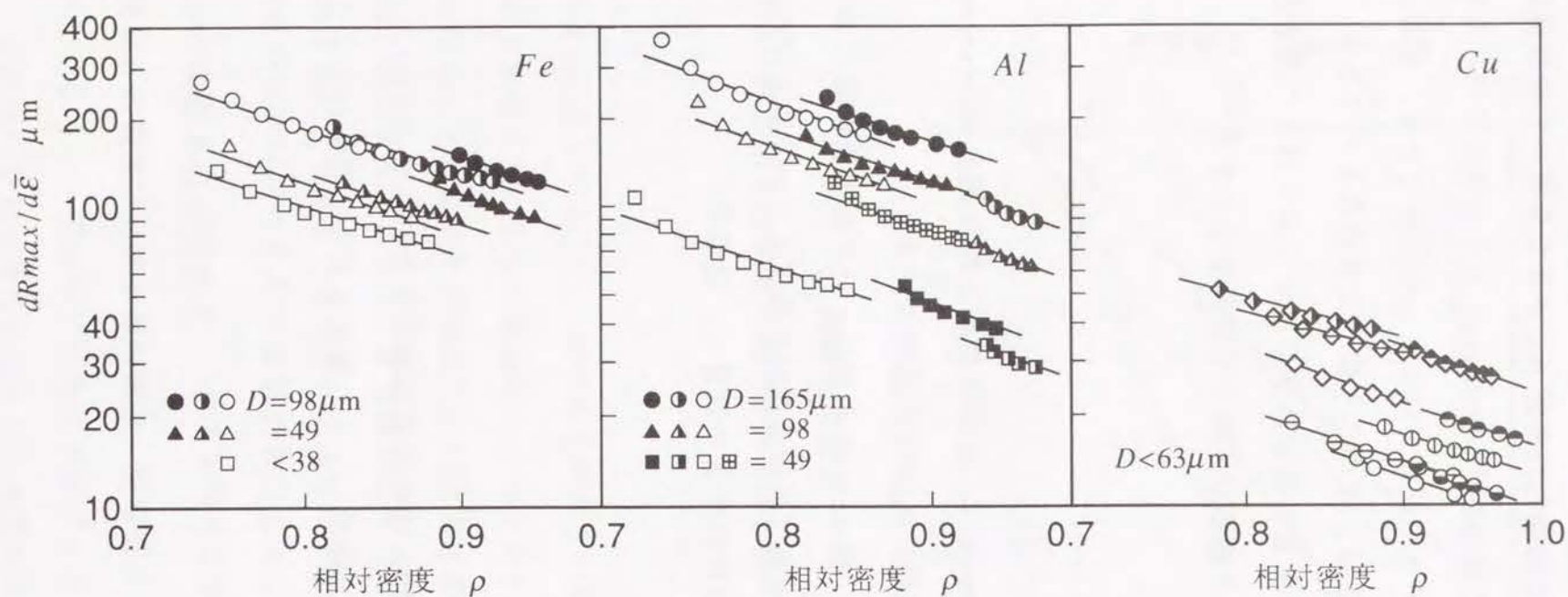


図9-10 表面粗さ増加割合 $dR_{max}/d\bar{E}$ と相対密度 ρ の関係

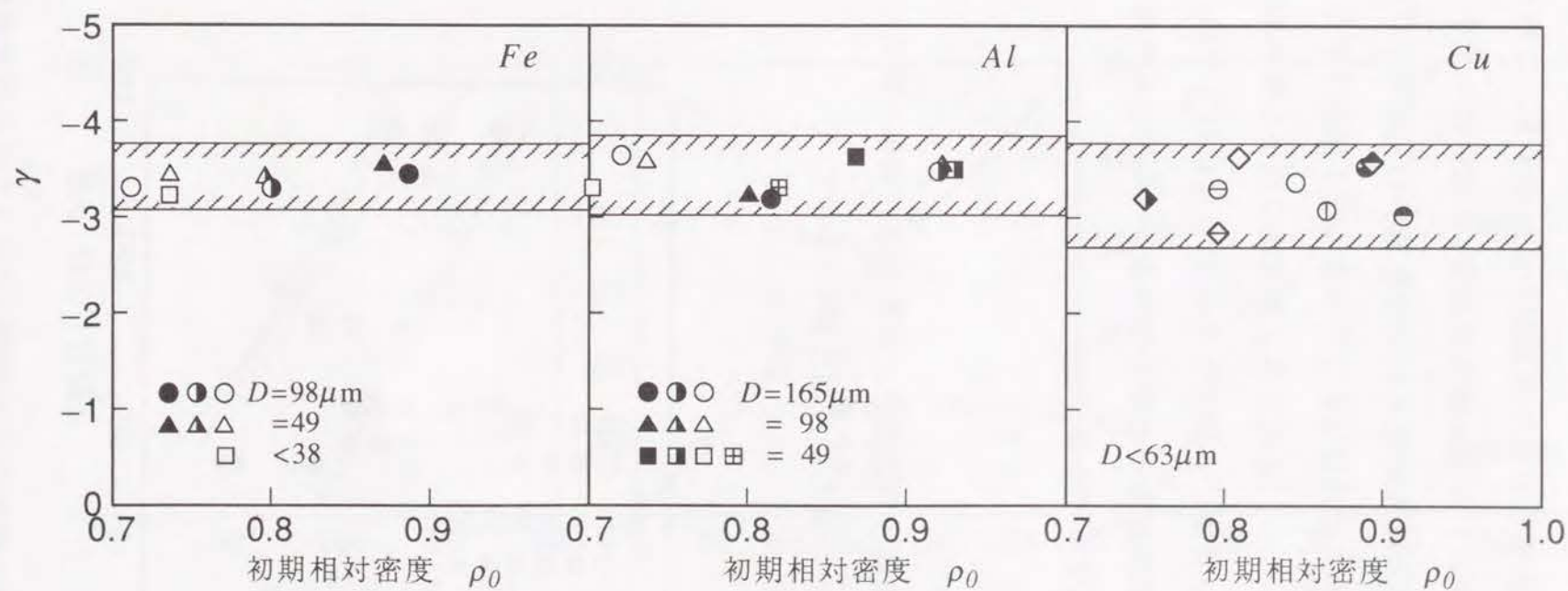


図9-11 γ の値と初期相対密度 ρ_0 の関係

一方、式(9.6)中の C の値は、図9-10の直線を外挿した線と $\rho=1$ の交点であり、溶製材($\rho=1$)の場合の粗さ増加割合に対応する。この C の値と粉粒径 D の関係の一例(アルミニウム粉末焼結体)を図9-12に示す。また、各焼結体について、 C の値と結晶粒径 d の関係を図9-13に示す。 C の値は、粉粒径 D あるいは結晶粒径 d にはほぼ比例して大きくなる傾向を示しているが、図8-12と図8-13を比較すると、結晶粒径 d を横軸に取った場合のほうが実験結果のばらつきが少なくなる。このことから C の値に対しては、粉粒径 D よりも結晶粒径 d が支配的であると考えられる。そして、 C の値と結晶粒径 d の関係は次式で表すことができる。

$$C = k d \tag{9.7}$$

これは、溶製材の場合の粗さ増加割合と結晶粒径の関係と同じである。各焼結体について得られた γ の値と C の値を表9-5に示す。

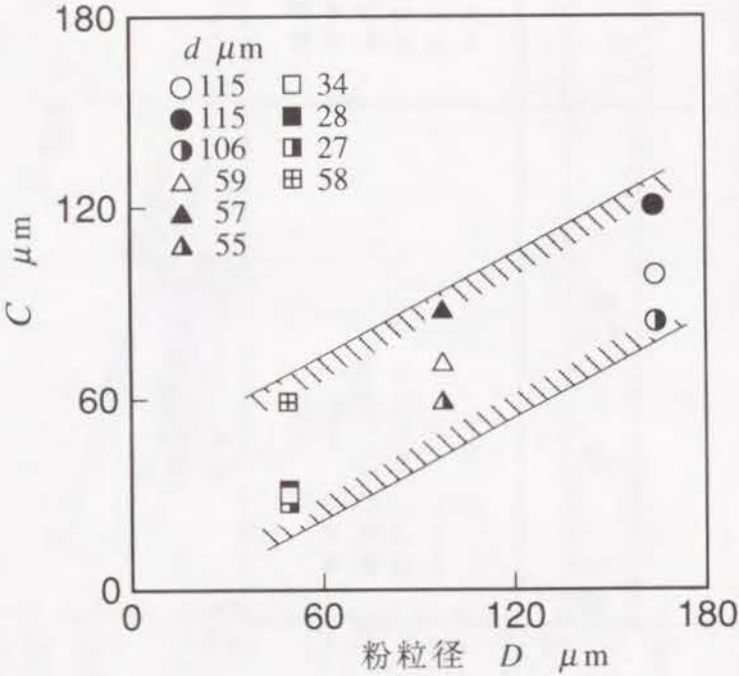


図9-12 C の値と粉粒径 D の関係(アルミニウム粉末焼結体)

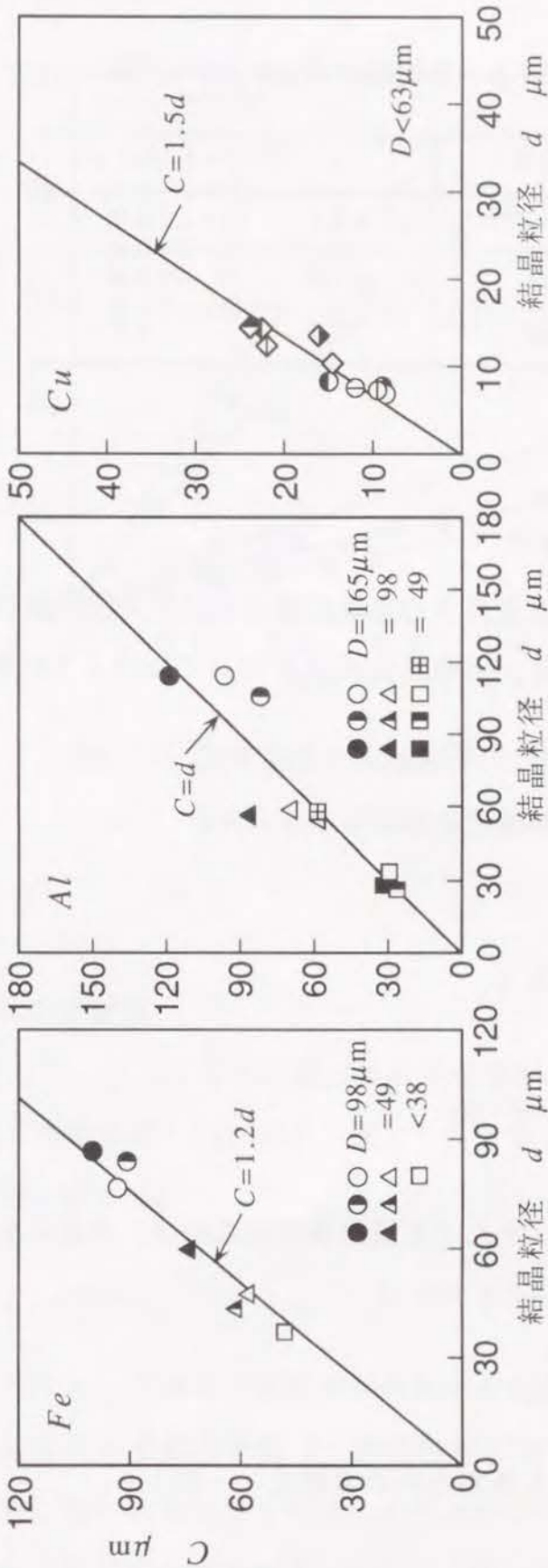


図9-13 C の値と結晶粒径 d の関係

表9-5 各焼結体の γ および k の値

粉末	γ	$k(=C/d)$
アルミニウム	-3.5	1.0
鉄	-3.4	1.2
銅	-3.2	1.5

9.5.2 表面あれの実験式

以上の結果より、粉末焼結体の単純圧縮における自由表面の粗さ増加割合 $dR_{max}/d\bar{\epsilon}$ は、相対密度 ρ と結晶粒径 d を用いて次のように表すことができる。

$$\frac{dR_{max}}{d\bar{\epsilon}} = k d \rho \gamma \quad (9.8)$$

これより、次式が得られる。

$$R_{max} = k d \int \rho \gamma d\bar{\epsilon} + R_0 \quad (9.9)$$

ここで、 d および R_0 はそれぞれ焼結体の結晶粒径、初期表面粗さである。

式(9.9)において、 $\rho=1$ とおけば

$$R_{max} = k d \cdot \bar{\epsilon} + R_0 \quad (9.10)$$

となり、溶製材に対する表面あれの実験式と一致する。

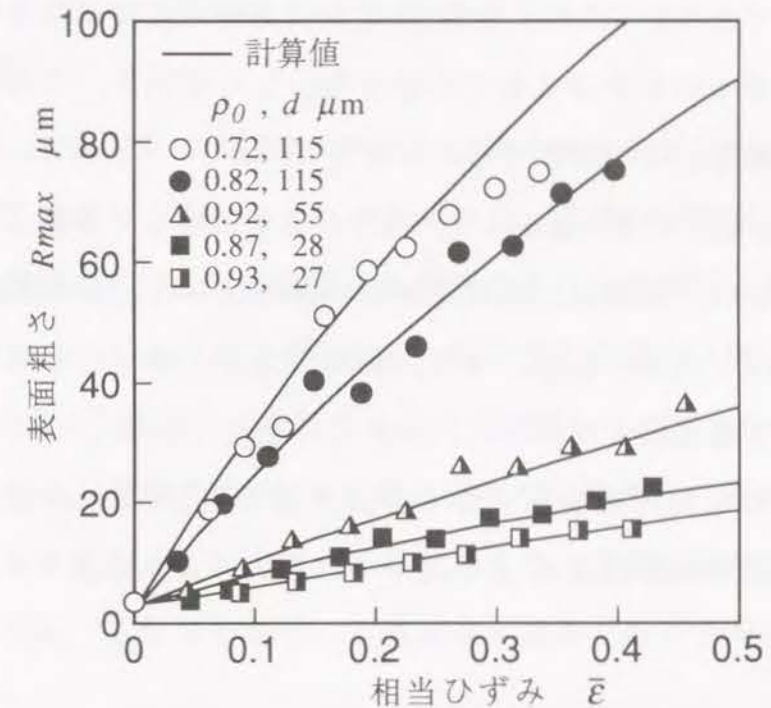


図9-14 計算結果と実験結果の比較
(アルミニウム粉末焼結体)

9.5.3 表面あれの計算例

式(9.9)を使用して、アルミニウム粉末焼結体の場合について、表面あれの発達状況を計算した例を図9-14に示す。図より、計算結果は実験結果とよく一致していることがわかる。

9.6 結言

以上、アルミニウム、鉄および銅粉末焼結体の単軸圧縮を行い、自由表面粗さ R_{max} の発達に対する相対密度 ρ 、結晶粒径 d および粉粒径 D の影響について検討した。得られた結果を要約すると次のようである。

1) 圧縮変形に伴う焼結体の密度増加に対して、粉粒径の影響はほとんどな

10.1 緒言

これまで、金属材料の塑性変形の進行に伴う自由表面あれの発達状況を、剛塑性有限要素法によるシミュレーションと、実験の両側面から検討してきた。特に、薄板成形における表面あれ発達状況とこの表面あれが成形限界に及ぼす影響について調べた。その結果、塑性変形の進行に伴う自由表面のあれは、ひずみおよび素材の結晶粒の大きさに比例して増大すること、および、この表面あれは、材料表面の3~4層に存在する結晶粒の不均一な変形が表面に現れたものであることを明かにした。また、薄板成形における表面あれは、板厚の不均一さを生じさせ、これが成形限界を低下させる原因になることを明かにした。

さらに、材料内部に空孔が含まれる金属粉末焼結体の表面あれの発達状況を調べ、焼結体の表面あれの発達に対しては、密度(内部空孔)が影響することを示し、この密度変化を考慮した表面あれの実験式を提案した。また、焼結体の結晶粒径は使用した粉粒径に依存し、小さい粉粒を使用して作製した焼結体ほど表面粗さの増加割合が小さくなることを明かにした。

上述のような結果は、逆に考えれば、結晶粒が大きく表面あれの発達が著しい材料であっても、表面層の結晶粒のみを小さくすれば表面あれの発達を抑制しうることを示唆している。塑性変形に伴う表面あれの発達を抑制することができれば、製品の高精度・高品質化や表面改質、さらには薄板成形におけるプレス成形限界の向上にも役立つものと考えられるが、表面層の結晶粒の変形挙動に注目し、表面あれの抑制効果を検討した研究は見当たらない。

そこで本章では、材料の表面層に内部層よりも小さい結晶粒を有する二層材料について、その表面あれの発達状況を調べるとともに、表面層の結晶粒の微細化による表面あれの抑制効果について検討した。まず有限要素法によ

い。しかし、圧縮時の相当応力は、粉粒径 D が小さい焼結体ほど大きくなる。本章で述べたように、粉粒径 D が大きい焼結体は結果的に結晶粒径 d も大きなものとなることがわかった。したがって、このような粉粒径の影響は結晶粒径の影響であると考えられる。

- 2) 焼結体の自由表面の粗さ R_{max} は、変形の進行に伴って単調に増大する。粗さ増加割合は、初期相対密度が小さい焼結体ほど、また結晶粒径が大きい焼結体ほど大きくなる。なお、変形の進行に伴って相対密度が大きくなると粗さ増加割合が低下し、溶製材のそれに近づく。
- 3) 粉末焼結体の単純圧縮変形に伴う自由表面の粗さ R_{max} の発達は、結晶粒径 d と焼結体の相対密度 ρ を用いて、次式のように表わすことができる。

$$R_{max} = k d \cdot \int \rho^\gamma d\bar{\epsilon} + R_0$$

ここで、 k および γ は材料定数、 R_0 は初期表面粗さである。

るシミュレーションを行い、表面あれの発達に対する表面層と内部層の結晶粒の影響を調べた。次に、粉粒径が異なるアルミニウム粉末を使用して内部層と表面層の結晶粒径が異なる二層材料を作製し、表面あれの発達状況および表面あれの抑制効果を実験的に調べた⁶⁵⁾。

10.2 二層材料の表面あれの剛塑性有限要素シミュレーション

二層材料の表面あれの発達に対する表面層および内部層の結晶粒の影響を把握するために、まず、表面あれのシミュレーションを行った。

10.2.1 二層材料モデル

シミュレーションでは、図10-1に示すような簡単な不均質材料モデルを使用した(結晶粒を2種類の異なる変形抵抗を持つ正方形で近似したもの)。これは、内部層に一边 d_1 の結晶粒が、また表面層に一边 d_2 の結晶粒が規則

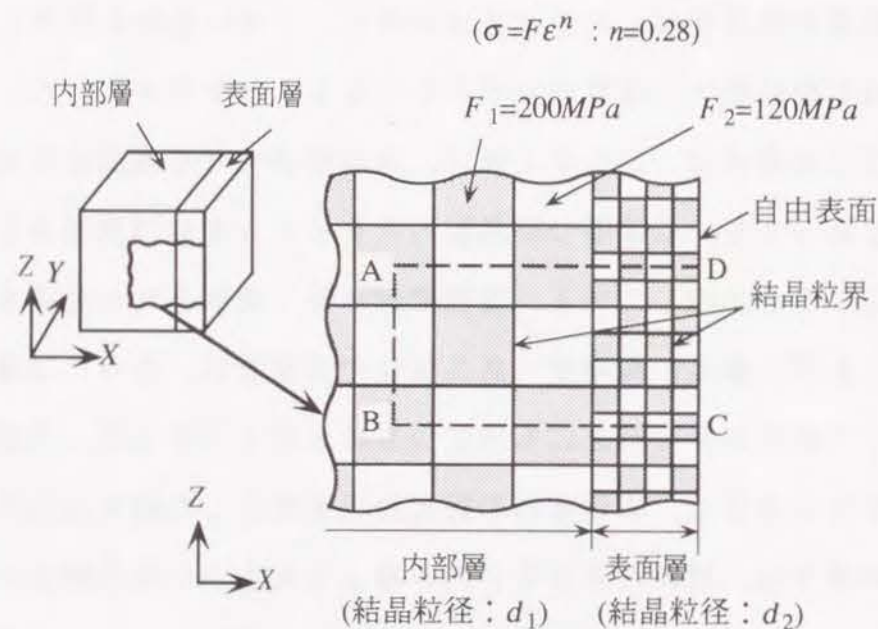


図10-1 シミュレーションに用いた二層材料モデル

正しく交互に配列している平面モデルである。結晶粒の変形抵抗としては、アルミニウム粗大結晶粒板(単結晶板)の一軸引張試験から得られた相当応力 $\bar{\sigma}$ -相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ 曲線 ($\bar{\sigma} = F \bar{\epsilon}^n$) が最大と最小になるものを使用し、図10-1の各結晶粒に交互に与えた。

計算は、図10-1に示す ABCD の範囲についてのみ行った。図10-2に、要素分割を示す。表面層の結晶粒は4要素に、また内部層の結晶粒は、要素の大きさが表面層の要素と同じ大きさになるように要素分割した。計算における境界条件は、図10-2において

AD上 \dot{u}_X : Free, \dot{u}_Z : Const.

BC上 \dot{u}_X : Free, \dot{u}_Z : 0

AB上 \dot{u}_X : 0, \dot{u}_Z : Free

である。ここで \dot{u}_X , \dot{u}_Z はそれぞれ X, Z 軸方向速度成分である。なお、1段階の計算で生じる圧縮ひずみ増分 $\Delta \epsilon_Z$ は 0.01 とした。

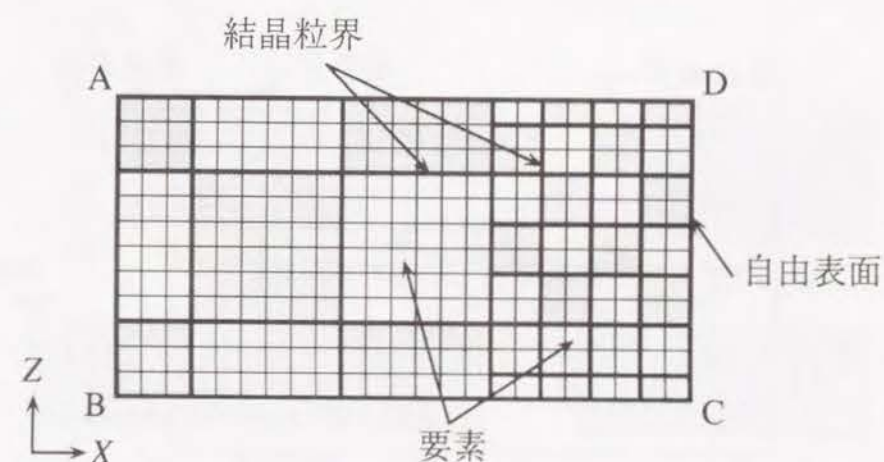


図10-2 要素分割

10.2.2 表面粗さの発達状況

図10-3は、表面層がない場合とある場合 ($d_1=100\mu\text{m}$, $d_2=50\mu\text{m}$, 表面層の結晶粒の個数 $N=4$ 個) について、要素の変形状態を示したものである。図に示すように、変形の進行に伴って自由表面の凹凸がはげしくなるが、表面層に小さい結晶粒の層がある場合には、ない場合に比べて表面の凹凸の発達が小さくなっていることがわかる。この表面凹凸の差を最大高さ R_{max} として表示すると、変形の進行に伴う R_{max} の発達は図10-4のようになる。これらの図より、表面粗さ R_{max} は、変形の進行に伴って単調に増大すること、および表面層に存在する小さい結晶粒の個数が多くなるほど表面粗さ R_{max} の発達が小さくなり、表面粗さとひずみの関係は、ほぼ一つの曲線に収束することがわかる。

図10-4において、ひずみ $\epsilon_Z=0.4$ の時点の表面粗さ R_{max} と表面層の結晶粒の個数 N の関係を示すと図10-5のようになる。図中の直線は、表面層の小さい結晶粒と同じ粒径を持つ単一材の場合の表面粗さ R_{max} である。表面層の結晶粒の個数を3個以上にすると、表面粗さ R_{max} は結晶粒が小さい

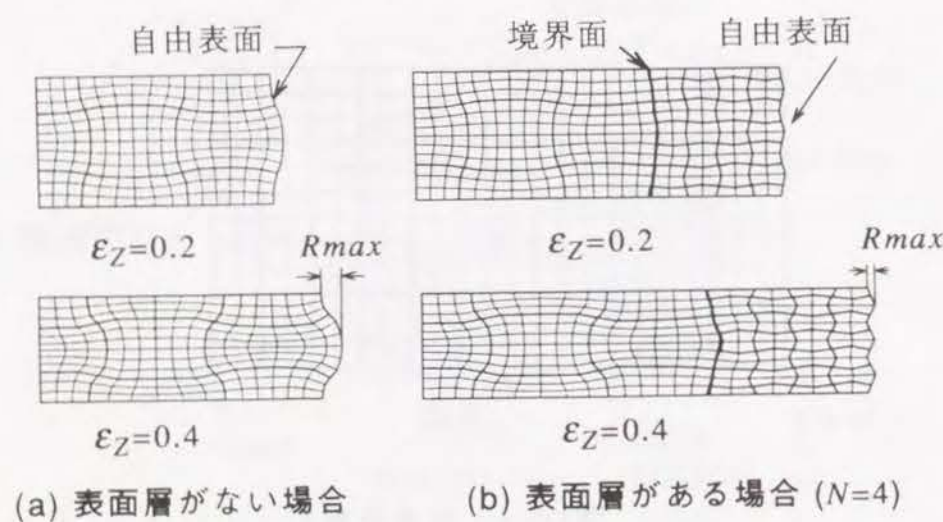


図10-3 変形に伴う要素の変形状態

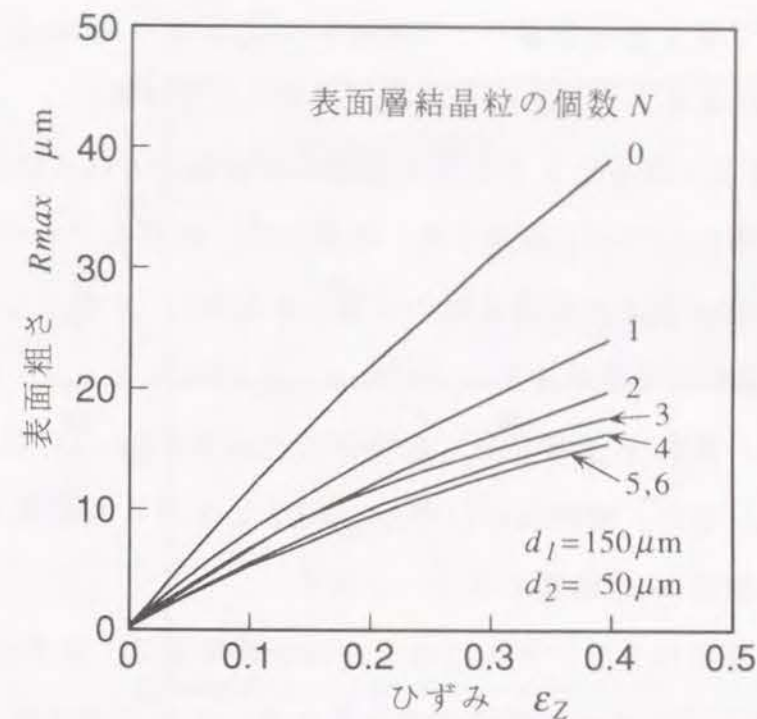


図10-4 変形に伴う表面粗さ R_{max} の発達状況

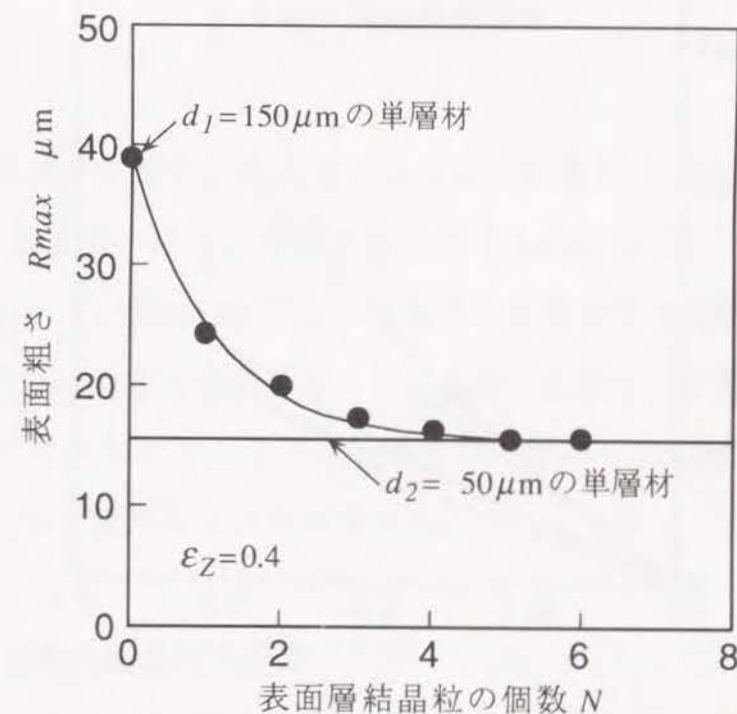


図10-5 表面粗さ R_{max} と表面層結晶粒の個数 N の関係

場合の結果と同じ値になっており、二層材料の表面粗さ R_{max} は、表面層の結晶粒のみに支配され、表面あれの発達が抑制されている。

次に、第3章で取り扱ったように各結晶粒の変形抵抗としての F 値を、ランダムに与えた場合について検討した。計算では、材料モデルの内部層の X 方向および Z 方向に含まれる結晶粒の個数をそれぞれ 10 個とし、また内部層と表面層の結晶粒径をそれぞれ $d_1=100\mu\text{m}$ 、 $d_2=50\mu\text{m}$ とした。図10-6は、表面層の結晶粒の個数 N を変化させた場合の表面粗さ R_{max} の発達状況を示したものである。また、図10-6のひずみ $\varepsilon_Z=0.2$ における表面粗さ R_{max} と表面層の結晶粒の個数 N の関係を図10-7に示す。

各結晶粒の変形抵抗をランダムに与えた場合の結果は、変形抵抗として F 値を大小 2 種類とした簡単な材料モデルを使用した場合の結果 (図10-5) と

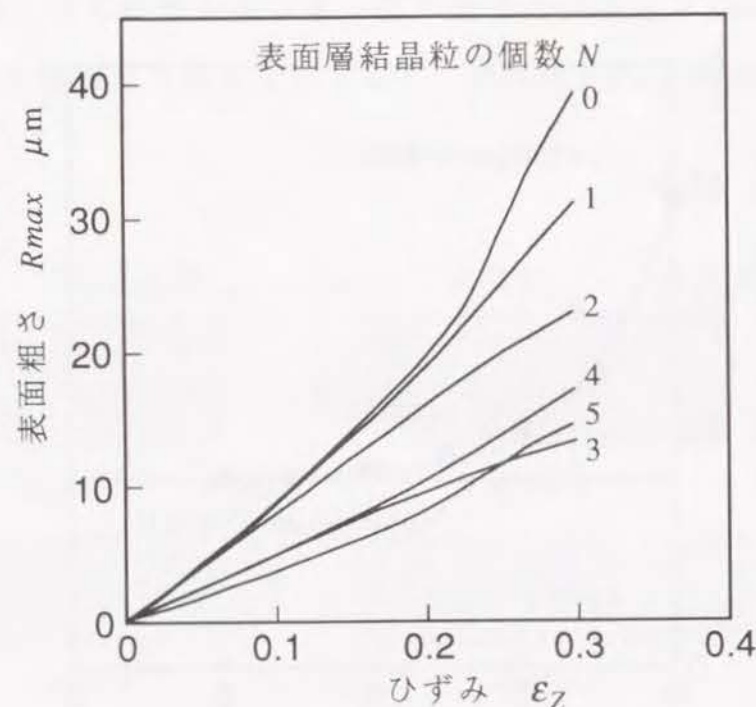


図10-6 変形に伴う表面粗さ R_{max} の発達状況
(変形抵抗をランダムに与えた場合)

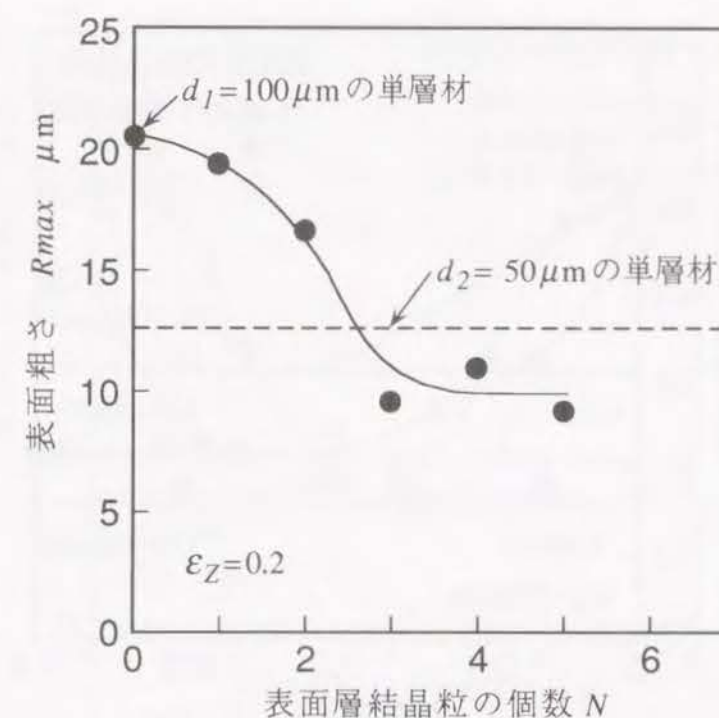


図10-7 表面粗さ R_{max} と表面層結晶粒の個数 N の関係
(変形抵抗をランダムに与えた場合)

同様の傾向を示しており、表面層の結晶粒の個数が 3 個以上になると表面粗さ R_{max} は結晶粒が小さい場合の表面粗さ R_{max} とほぼ同じ値に収束している。したがって、図10-1に示した簡単な不均質材料モデルを使用しても、表面粗さの発達に対する表面層および内部層の結晶粒の影響を定性的に把握できるものと考えられる。以後の計算では、結晶粒の変形抵抗が大小 2 種類の材料モデルを使用して計算を行った。

10.2.3 表面層の結晶粒の影響

図10-8は、内部の結晶粒径 ($d_1 = 200\mu\text{m}$) を一定とし、表面層の結晶粒径 d_2 を変化させた場合の表面粗さ R_{max} (ひずみ $\varepsilon_Z=0.4$ の時点) と表面層厚さ t

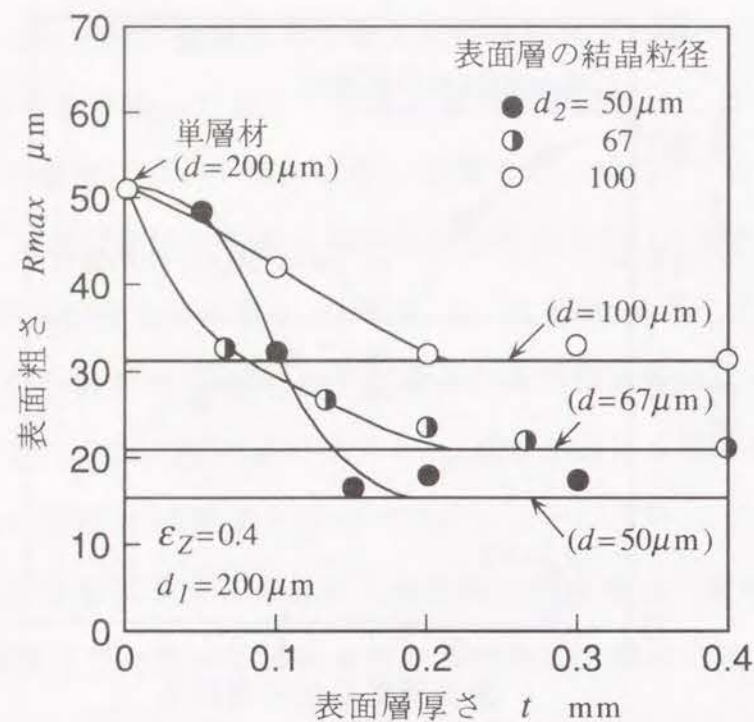


図10-8 表面粗さ R_{max} に対する表面層厚さ t の影響

の関係を示したものである。図に示すように、表面粗さ R_{max} は表面層厚さ t の増加に伴って減少し、表面層の結晶粒径と同じ粒径 ($d=d_2$) を持つ単層材の場合と同じ値に収束していく。また表面粗さ R_{max} が収束する時点の表面層厚さ t_{cr} は、ほぼ一定 (約0.2mm) となっており表面層の結晶粒径に影響されないことがわかる。以上のように、表面粗さ R_{max} は表面層の結晶粒のみに支配されることになるので、材料表面に存在する数個の結晶粒を小さくすれば、表面あれの発達を小さくすることができると考えられる。

10.2.4 内部層の結晶粒の影響

図10-9に、表面層の結晶粒径 ($d_2=50\mu\text{m}$) を一定とし内部層の結晶粒径 d_1 を変化させた場合の表面粗さ R_{max} と表面層の結晶粒の個数 N の関係を示す。

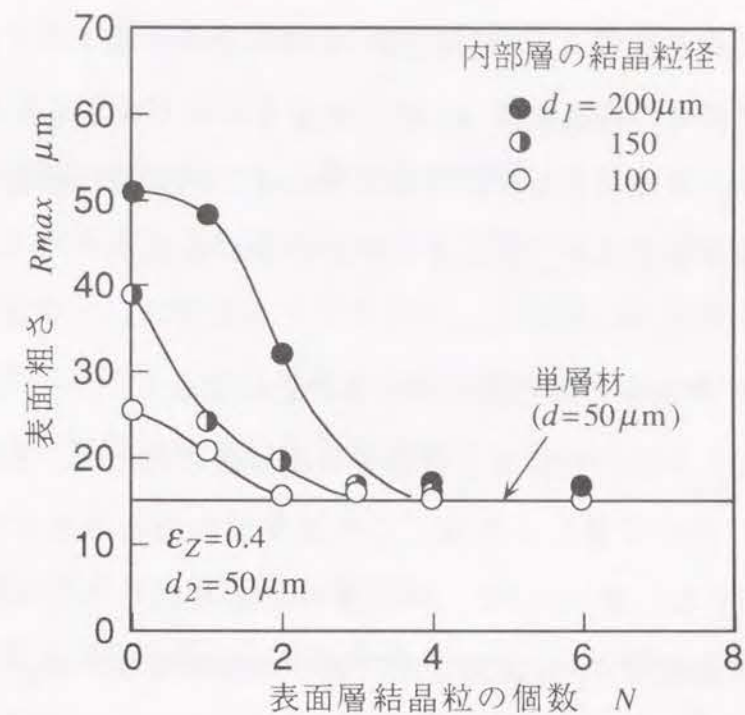


図10-9 表面粗さ R_{max} に対する内部層結晶粒径 d_1 の影響

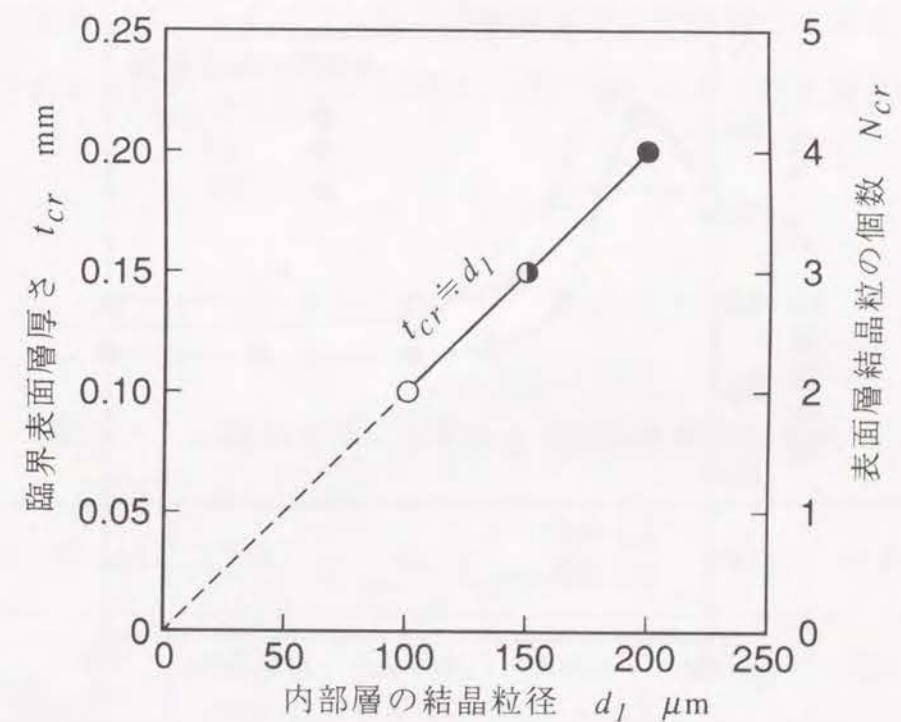


図10-10 臨界表面層厚さ t_{cr} と内部層結晶粒径 d_1 の関係

また、表面粗さ R_{max} が収束する時点の臨界表面層の厚さ t_{cr} (結晶粒の個数 N_{cr}) と内部層の結晶粒径 d_I の関係を図10-10に示す。図より、臨界表面層厚さ t_{cr} は、内部層の結晶粒径 d_I が大きなものほど大きくなることわかる。したがって、表面粗さを抑制するためには、内部層の結晶粒径 d_I が大きいものほど表面層厚さ t_{cr} を大きくする必要がある。

10.2.5 内部層と表面層の境界面における凹凸の変化

図10-3に示したように、内部層と表面層の境界面の凹凸は、表面粗さと同様に変形の進行に伴って激しくなる。この境界面の凹凸の差を境界面粗さ R_B と呼ぶことにする。図10-11に、内部層の結晶粒径を一定 ($d_I=200\mu\text{m}$) とし、表面層の結晶粒径 d_2 を変化させた場合の境界面粗さ R_B ($\epsilon_Z=0.4$) と表面層厚さ t の関係を示す。図に示すように、境界面粗さ R_B は、表面層厚さ t の増加に伴って減少し、表面層厚さ t が 0.2mm 以上になるとほぼ一定

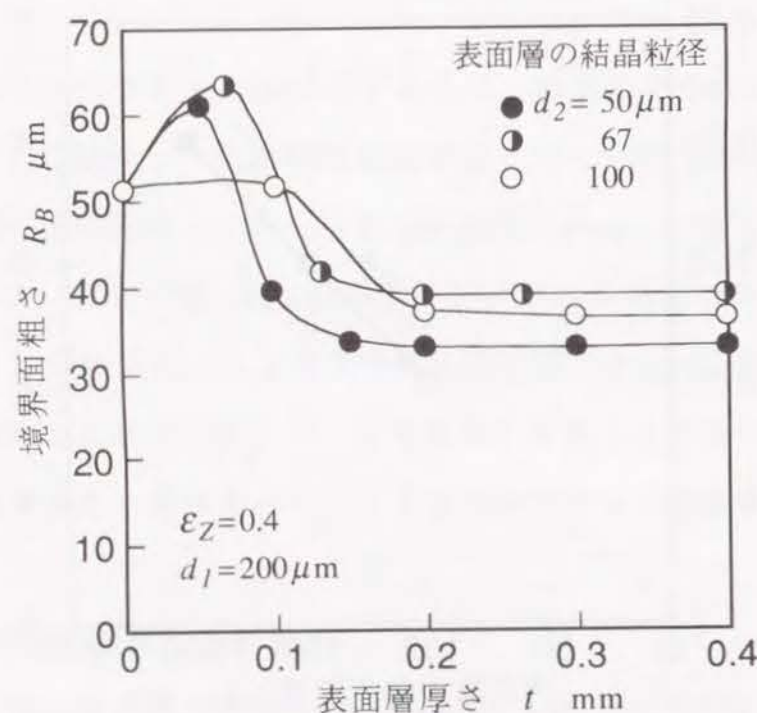


図10-11 境界面粗さ R_B と表面層厚さ t の関係

値に収束する。このことから、表面層に小さい結晶粒を積層することは、自由表面のみならず境界面の凹凸の発達をも低下させることになる。

10.3 粉末焼結体を用いた二層材料の作製

以上のような簡単な不均質材料モデルを用いたシミュレーションの結果から、材料表面層の結晶粒を小さくすれば、表面あれの発達は表面層の結晶粒のみに支配されて小さくなることがわかった。そこで、内部層と表面層の結晶粒径が異なる二層材料を作製し実験を行った。

10.3.1 供試粉末および試験片の作製

溶製材の場合、表面層の結晶粒を微細化し、この層厚さを任意に変化させることは容易ではない。ここでは、金属粉末焼結体の結晶粒径が粉粒径に依存することに着目し、粉粒径が異なるアルミニウム粉末(噴霧粉)を使用して内部層と表面層の結晶粒径が異なる焼結体試験片を作製した。

本実験で使用したアルミニウム粉末の粉粒径および使用したふるいの目開きの寸法を表10-1に示す。なお粉粒径は、使用したふるいの目開きの平均値で表した。

表10-1 実験で使用したアルミニウム粉末の粉粒径

粉粒径 D μm	138	98	69	49	38 以下
ふるいの目開きの寸法 mm	150 - 125	106 - 90	75 - 63	53 - 45	38 -

まず、図10-12に示す圧粉体成形工具内に内部層の粉末を充填し、これを荷重 $P=1\text{kN}$ で軽く圧縮した。その後、上ポンチを取外し、その上に粉粒径の小さい粉末を充填した。そして、相対密度 (圧粉体の密度をアルミニウムの真密度で除した値) が 約 0.93 になるように圧縮し、一辺 20mm の立方体の圧粉体を作製した。このようにして得られた圧粉体を真空焼結 (640°C , 90分) したものを二層材料試験片とした。

得られた試験片の断面の顕微鏡写真の一例を図10-13に示す。図に示すように、表面層と内部層で結晶粒径が異なった二層材料が得られていることがわかる。

図10-14に、焼結体の結晶粒径 d と使用した粉末の粉粒径 D の関係を示す。結晶粒径 d は、圧粉体作製時の加圧方向に平行な断面の顕微鏡写真より正方形近似して求めたものである。図に示すように、粉粒径 D が大きいものほど、焼結体の結晶粒径 d が大きくなっていることがわかる。

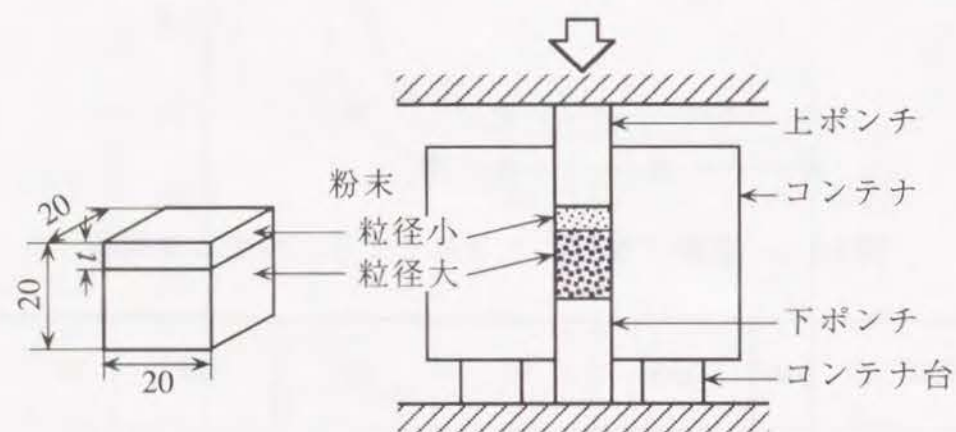


図10-12 圧粉体成形工具

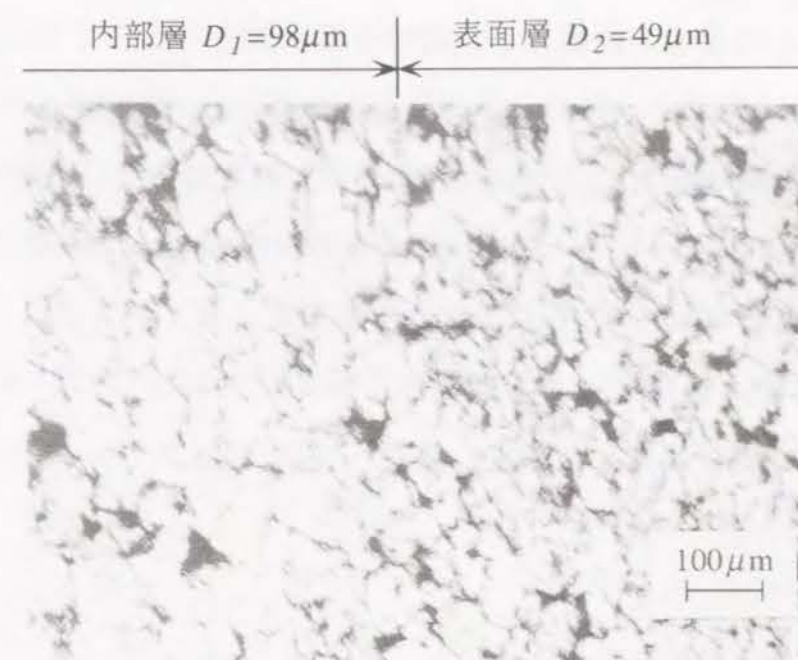


図10-13 試験片断面の顕微鏡写真

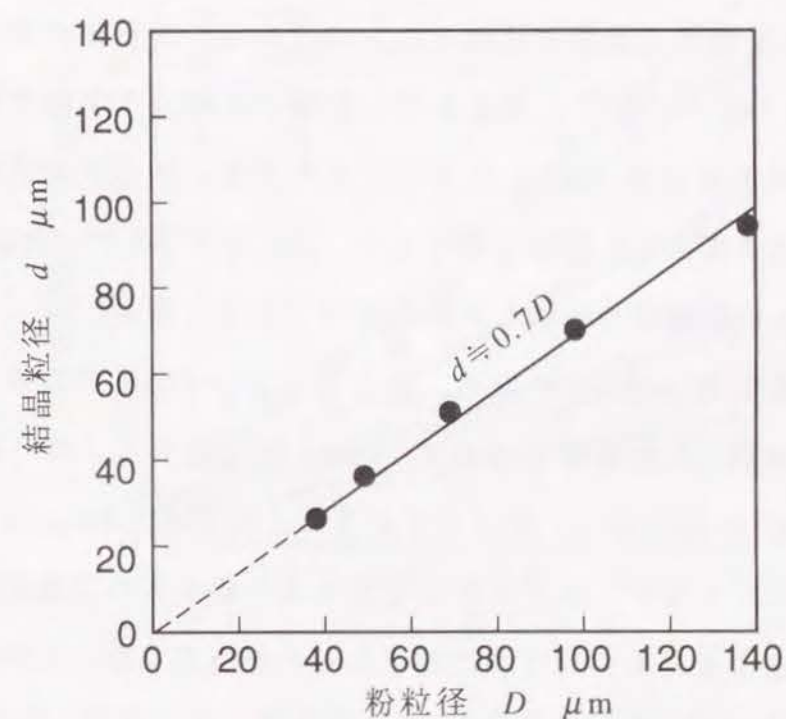


図10-14 焼結体の粉粒径 D と結晶粒径 d の関係

10.3.2 実験方法

上記の方法で作製した試験片を表面層が自由表面となるようにして単純圧縮を行い、この表面層の粗さ R_{max} の発達を測定した。表面粗さの測定には、触針式粗さ測定機を使用し、試験片側面の中央部を軸方向に3箇所測定し、その平均値を測定値とした。なお、測定面の初期粗さは、エメリペーパー(#1000)を使用して $R_{max} \approx 3\mu\text{m}$ 程度に仕上げた。

圧縮実験では、試験片のたるみ変形を防ぐためにテフロンシート(厚さ0.05mm)とワセリンを用いた繰返し潤滑(一回の圧縮ひずみ $\varepsilon_z=0.05$)を行った。

10.4 二層材料の表面あれ

10.4.1 表面粗さの発達

まず、単一材について表面粗さ R_{max} の発達状況を調べた。図10-15に、表面粗さ R_{max} と圧縮ひずみ ε_z の関係を示す。図中の実線は、表面粗さ R_{max} の実験点を最小二乗法で近似したものである。焼結体の表面粗さの発達には、第9章で述べたように密度変化も影響するが、本実験で使用した試験片の初期相対密度は約0.93と大きく、また変形に伴う密度変化も小さいため、ここでは密度変化の影響は無視した。図に示すように、表面粗さ R_{max} の発達は、小さい粉粒径で作製した焼結体ほど小さくなる。

内部層に粉粒径 $D_1=98\mu\text{m}$ の粉末、表面層に $D_2=49\mu\text{m}$ の粉末を使用して作製した二層材料(表面層厚さ $t=0.1, 1\text{mm}$)の圧縮変形に伴う粗さ曲線の変化の一例を図10-16に示す。図に示すように、表面粗さ R_{max} は変形が大きくなるほど激しくなるが、表面に粉粒径が小さい層をもつ二層材料では、表面層の厚さ t が大きいものほど表面粗さ R_{max} が小さくなっていることがわかる。

内部層に粉粒径 $D_1=138\mu\text{m}$ 、表面層に $D_2<38\mu\text{m}$ のアルミニウム粉末を用いて作製した二層材料の表面粗さ R_{max} の発達状況を図10-17に示す。図中の○●印は、それぞれ内部層および表面層に使用した粉末の単一材の結果である。図に示すように、いずれの材料も表面粗さの増加は直線的であることがわかる。そして、表面層の粉粒径が小さい二層材料の場合には、表面層厚さ t が大きいものほど粗さの発達が小さくなり、表面層に使用した粉末の単一材の結果に近づくことがわかる。

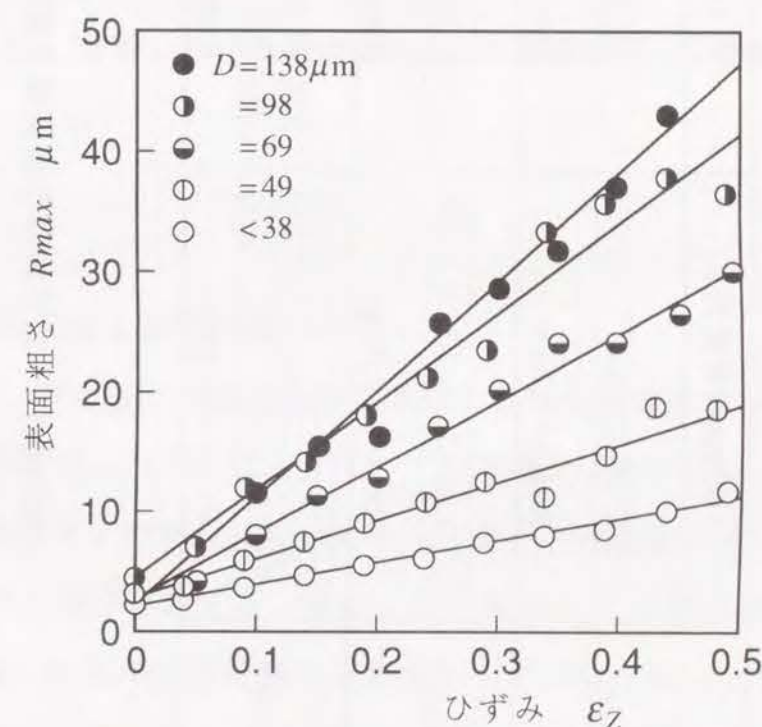


図10-15 変形に伴う表面粗さ R_{max} の発達状況(単一材の場合)

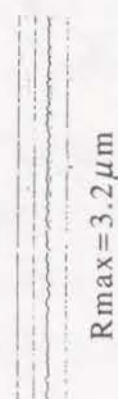
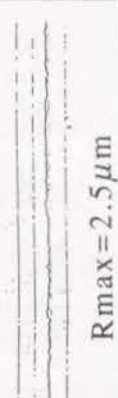
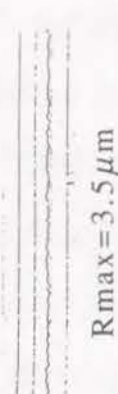
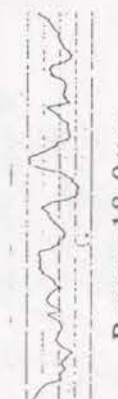

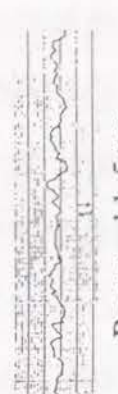

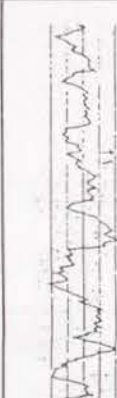
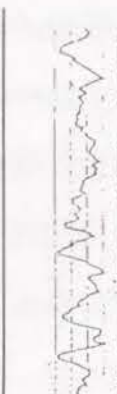
	$t=0\text{mm}$ (単層材)	$t=0.1\text{mm}$	$t=1.0\text{mm}$
$\varepsilon_Z=0$	 Rmax=3.2μm	 Rmax=2.5μm	 Rmax=3.5μm
$\varepsilon_Z=0.2$	 Rmax=18.0μm	 Rmax=13.5μm	 Rmax=11.5μm
$\varepsilon_Z=0.4$	 Rmax=36.5μm	 Rmax=25.0μm	 Rmax=18.0μm

図10-16 変形に伴う表面粗さ曲線の変化 ($D_1=98\mu\text{m}, D_2=49\mu\text{m}$)

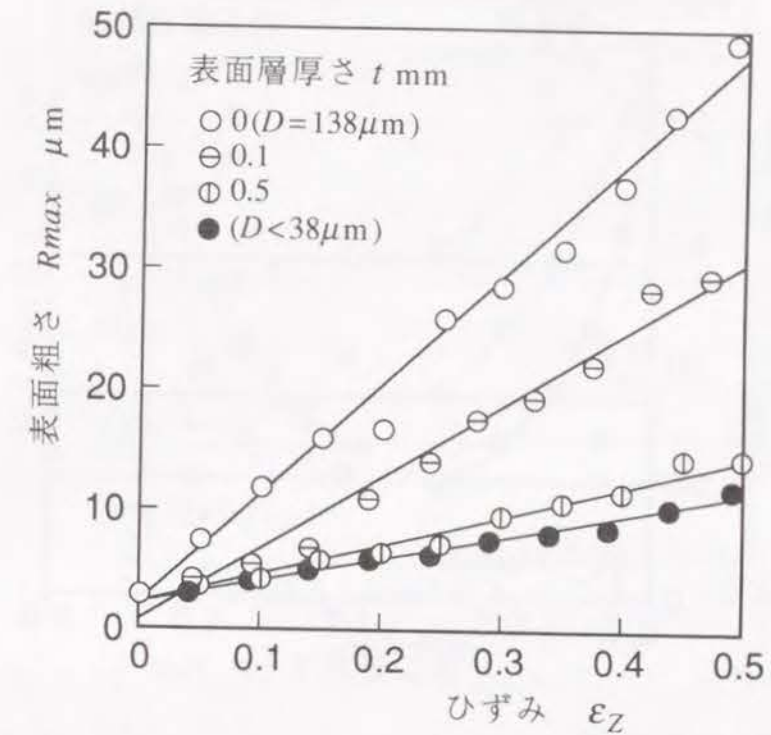


図10-17 変形に伴う表面粗さ R_{max} の発達状況 (二層材の場合)

10.4.2 表面層粉粒径の影響

図10-18は、表面層の粉粒径を変化させた場合の粗さ増加割合 α と表面層厚さ t の関係を示したものである。いずれの場合においても、粗さ増加割合 α は、表面層厚さ t の増加に伴って小さくなり、表面層に用いた粉末の単一材の結果と同じ値に収束する。また、粗さ増加割合 α が収束する臨界表面層厚さ t_{cr} は、表面層の粉粒径にはかかわらずほぼ一定 ($t_{cr} \approx 0.7\text{mm}$) となる。この傾向はシミュレーションの結果 (図10-8) と対応している。

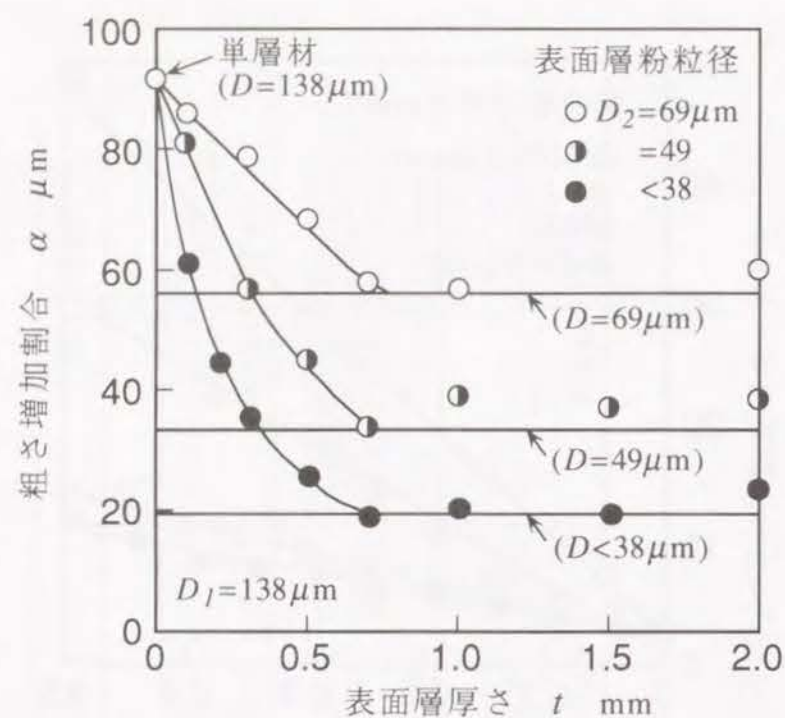


図10-18 粗さ増加割合 α に対する表面層粉粒径 D_2 の影響

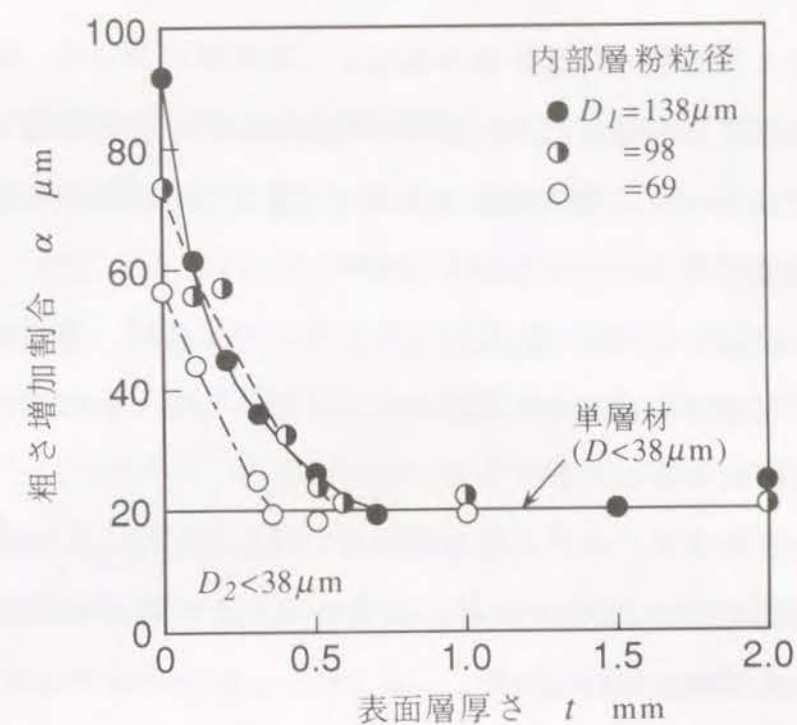


図10-19 粗さ増加割合 α に対する内部層粉粒径 D_1 の影響

10.4.3 内部層粉粒径の影響

図10-19は、内部層の粉粒径を変化させた場合の粗さ増加割合 α と表面層厚さ t の関係を示したものである。また、図10-19において粗さ増加割合 α が収束する時点の臨界表面層厚さ t_{cr} と内部層の粉粒径 D_1 の関係を図10-20に示す。これらの図より、シミュレーションの結果と同様に、内部層の粉粒径が大きい(粗さ増加割合 α が大きい)場合ほど、表面層厚さ t_{cr} を厚くする必要があることがわかる。

本実験で使用した焼結体の場合、粉粒径 D と結晶粒径 d の間には、 $d \approx 0.7D$ の関係があった。図10-20より $t_{cr} \approx 5D_1$ であるから、結局、表面層の厚さを内部層の結晶粒径の約7倍以上にすれば、表面あれは表面層の結晶粒のみに支配され表面あれを抑制できるものと考えられる。

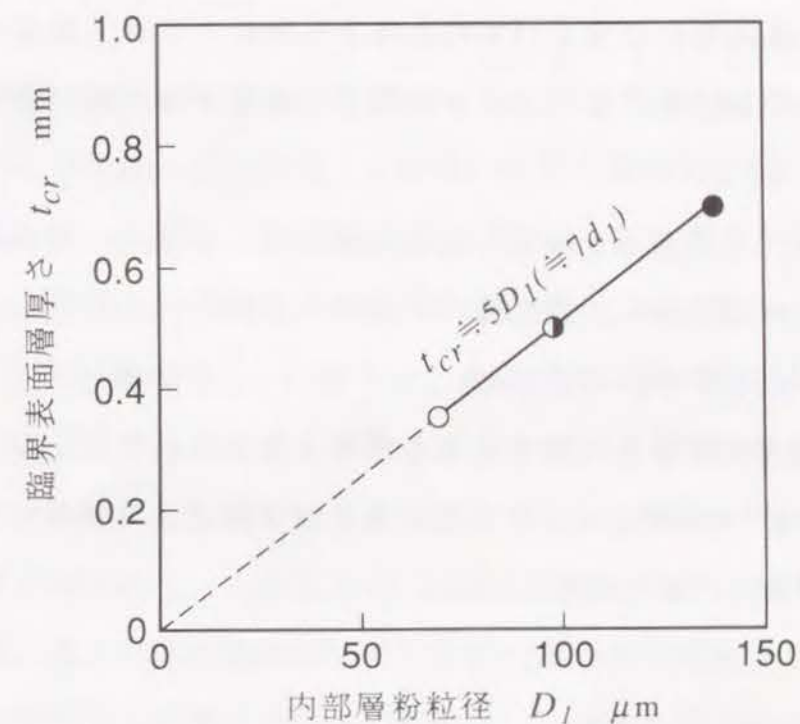


図10-20 臨界表面層厚さ t_{cr} と内部層粉粒径 D_1 の関係

10.5 結言

材料の内部層と表面層で結晶粒径が異なる二層材料について、変形の進行に伴う自由表面粗さの発達状況を、簡単な不均質材料モデルを用いたシミュレーションとアルミニウム粉末焼結体を用いた実験の両側面から検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

- 1) 材料表面の結晶粒を内部の結晶粒よりも小さくすれば、塑性変形に伴う表面あれの発達は表面層の結晶粒のみに支配されることになり、表面あれの発達を抑制することができる。
- 2) 表面あれを抑制するために必要な表面層の厚さ t_{cr} は、本実験の場合、内部層の結晶粒径 d の約 7 倍以上であった。この表面層厚さ t_{cr} は、表面層の結晶粒径に依存しない。
- 3) 上で述べたように、金属材料の表面層 (表面から数十 μm 程度) に存在する結晶粒を微細化すれば、その後の塑性加工における表面あれの発達を抑制することができる。したがって、この方法は塑性加工製品の高精度・高品質化に役立つものと考えられる。また、製品の表面品質の向上のために高品質な素材を使用する必要がないので経済的効果も期待できる。

一般に、塑性変形を与えて適度な焼なましを施すと結晶粒は微細化する。このことから、表面層の結晶粒の微細化の方法としては、例えば、ショットピーニング (ショットブラスト) や切削加工における材料表面の加工変質層を利用することが考えられる。また、材料表面に結晶粒の小さい材料をメッキや圧接などの方法により積層すれば、同様の効果が得られるものと考えられる。

第11章 結 論

金属材料の塑性加工における材料表面の粗面化現象は、製品の表面品質や機械的性質を劣化させるだけでなく、メッキや塗装などの後工程にも悪影響を及ぼす。また、工具-材料間の接触状態や潤滑剤の封入などにも密接に関係するため、トライボロジ的な観点からも重要である。特に、金属薄板のプレス成形における板表面のあれは、見方をかえれば、板厚に厚い部分と薄い部分といった板厚の不均一さを増大させることになるので、板厚が薄い場合には成形限界を低下させる原因にもなる。

最近、各種工業製品や電子部品等の小型・軽量化、高品質化および高精密化に対する要求が激しくなっており、塑性加工の分野においてもサブミクロン加工が指向されている。塑性変形に伴って生じる材料の自由表面の粗さは、数 μm ~ 数十 μm のオーダーとなるので、加工製品の高品質・高精密化を達成するためには、塑性変形によって生じる表面粗さは見逃せない問題である。

また、省資源・省エネルギーの観点から、板材のプレス加工においては従来よりもできるだけ薄い板を使用して製品の小型・軽量化を図ろうとする努力がなされている。しかし、箔と呼ばれる極薄板のように板厚が薄くなると、表面あれによる板厚の不均一さの影響が顕著になり、成形限界が著しく低下するといった問題が生じる。したがって、板材成形に伴う表面あれの発達状況を把握し、この表面あれが成形限界に対してどのように影響するかを明らかにすることは、材料の選択や加工法を決定するうえで重要である。

以上のような観点から、本論文では、主として板材成形における表面あれの発達状況を、種々の変形様式について、変形の初期から局部くびれ発生に至るまでの大きなひずみ範囲にわたって把握し、この表面あれが成形限界に対してどのように影響するかを剛塑性有限要素シミュレーションと実験の両側

面から検討した。そして、成形限界に対する表面粗さと板厚の影響を明らかにした。また、以上の基礎的検討結果から、表面あれを成形の途中で除去しながら成形を進めていけば成形限界が向上することを見い出した。さらに、材料の表面層の結晶粒を内部の結晶粒よりも小さくすれば、表面あれの発達を抑制できることを明かにした。最後に、最近多用されるようになってきた金属粉末焼結体の鍛造における粗面化現象について実験的検討を行い、溶製材の場合との違いを明かにした。

各章で得られた研究成果の概要は次のとおりである。

第2章では、塑性変形の進行に伴う表面あれの発達状況を解析的に取り扱うために、材料内部の個々の結晶粒の変形抵抗が異なるといった不均質な材料モデルを提案した。このモデルでは、面心立方晶金属であるアルミニウムを対象にした。単結晶の相当応力 σ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係を n 乗硬化式 ($\sigma = F \bar{\epsilon}^n$) で近似し、結晶の配向の違いによる結晶粒の変形抵抗の差異を F 値の差異として表した。

第3章では、第2章で提案した不均質材料モデルを用いれば、変形の進行に伴う表面粗さの発達状況を剛塑性有限要素法によってシミュレートできることを示した。ここでは、アルミニウム板の平面ひずみ引張変形を対象にして、特に表面粗さと材料内部の結晶粒の変形状態の関係、および成形限界に対する板厚と結晶粒径比 t/d の影響について検討した。その結果、自由表面のあれは変形の進行にともなって単調に増大していくこと、および結晶粒が大きいものほど大きくなることなど、これまで実験的研究で得られている結果をうまく表現することができた。また、表面あれは板表面から 3~4 層までに存在している結晶粒の不均一な変形が表面に現れたものと推測された。板厚と結晶粒径の比 t/d が小さくなる(板厚が薄くなる)と表面あれによる板厚の不均一さが顕著になり、このため、 t/d が小さくなるほど成形限界が低下することを明かにした。

第4章では、板面内のひずみ比が一定の単純変形経路について、等二軸引張変形から一軸引張変形までの各種の変形様式における表面あれの発達状況および成形限界に対する変形様式の影響をシミュレーションと実験の両側面から検討した。その結果は次のようである。表面粗さは、ひずみの進行に伴って単調に増大し、あるひずみに達すると粗さ増加割合が急増する。さらに変形が進行すると表面凹凸の谷部に変形が集中し始め、最終的にこの部分にくびれが生じて破断に至る。表面粗さが急増し始めるひずみすなわち肌あれ限界線は、変形が材料の一部分に集中し始めるひずみすなわちくびれ発生限界線の直前に位置する。また、表面粗さの発達状況を、板面内の最大主ひずみで整理すると、変形様式の違いによってその発達状況に差異が見られるが、変形の尺度として相当ひずみを用いれば、変形様式の違いによる表面粗さの差異が小さくなり、表面あれの発達状況は変形様式にかかわらず相当ひずみで整理しうることがわかった。シミュレーション結果と実験結果は、定性的によく一致しており、シミュレーションの妥当性が確認できた。

第5章では、変形中に板面内のひずみ比が変化するいわゆる複合変形経路の場合について、表面あれのシミュレーションを行い、表面あれの発達および成形限界に対する複合変形経路の影響を検討した。複合変形経路においても、表面粗さは変形が大きくなるほど激しくなるが、変形様式が変化した時点で粗さの増加割合が異なることがわかった。また、変形経路が異なるとくびれ発生限界に違いが生じることが明かとなった。各種の複合変形経路のうち、くびれ発生限界が最も大きくなるのは、変形経路を一軸引張りから等二軸引張りへと変化させた場合であり、また、最も小さくなるのは等二軸引張りから一軸引張り(端面拘束なし)へと変化させた場合である。

第6章では、アルミニウム薄板の一軸引張り、平面ひずみ引張変形を対象にして、変形の進行に伴う表面あれの発達および破断ひずみに対する中間焼なましの影響を、剛塑性有限要素シミュレーションと実験の両側面から検討

した。その結果は次のとおりである。中間焼なましを施すと、それまで受けていた加工硬化が除去され延性が回復するため、破断ひずみが増大する。しかし、一方では変形に伴う表面あれの発達によって板厚の不均一さが顕著になり、これが局部くびれ発生の原因になるため、焼なましによる破断限界の向上には限度がある。板厚が薄い場合には、表面あれによる板厚の不均一さが顕著になるため、破断ひずみに対する中間焼なましの効果が小さくなる。加工度の大きい製品を得るために中間焼なましを繰返して行う場合には、1回ごとの変形で与える予ひずみを、表面粗さが急増し始める以前の段階でできるだけ大きくすることが、焼なまし回数を低減させるうえから得策であるといえる。

第7章では、局部くびれの発生のきっかけとなる表面あれを成形の途中段階で除去した場合、成形限界がどの程度向上するかをシミュレーションと実験の両側面から検討した。その結果、表面あれ除去時のひずみが大きいほど成形限界の向上が大きくなるが、表面あれが局部くびれへと進展した以後では成形限界の向上は望めないことが明かとなった。成形限界に対する表面あれ除去の効果は、板厚が薄いものほど大きく、また張出し領域において顕著であった。成形と表面あれ除去を繰り返して行えば成形限界が向上していくが、表面あれ除去回数が増加するにつれて表面あれ除去の効果が小さくなるため、成形限界の向上に対する表面あれ除去回数には限界が存在することがわかった。

第8章では、板厚および表面あれ特性が異なるアルミニウム、銅、冷間圧延鋼板を使用して、金属薄板のプレス成形性(張出し性)を評価する模擬的試験法の一つであるエリクセン試験を行い、エリクセン値に対する板厚および表面あれの影響を検討した。その結果、板厚および材質は同じであっても、表面あれ特性の違いによってエリクセン値にはかなり大きな差が生じることを明かにした。また、エリクセン値の板厚依存性をより普遍的に表示するた

めには、単に初期板厚 t_0 のみならず、表面粗さ増加割合 α の影響をも考慮した材料特性 t_0/α を用いるほうが好都合であることを示した。なお、表面粗さ増加割合 α は結晶粒径 d とほぼ比例関係にあるので、板厚依存性評価尺度として t_0/α のかわりに t_0/d を用いることもできる。

第9章では、変形中に密度変化が生じる金属粉末焼結体の圧縮変形に伴う自由表面粗さの発達状況を調べ、表面あれの発達に対する密度の影響を検討した。金属粉末焼結体の自由表面粗さは、溶製材の場合と同様に変形の進行に伴って単調に増大するが、その粗さ増加割合には焼結体の密度が影響し、密度が小さい焼結体ほど粗さ増加割合が大きくなることがわかった。これは、密度が小さい焼結体(空孔率が大きいほど材料内部の不均質さが大きくなる)ほど、材料に変形が与えられた場合に材料内部の不均一変形が大きくなるためであると考えられる。このような密度変化を伴う焼結体の表面粗さの発達挙動を表す実験式を提案した。

第10章では、材料の内部層と表面層で結晶粒径が異なる二層材料について、表面あれの発達に対する表面層結晶粒の影響を調べ、表面あれの抑制効果について検討した。その結果、材料表面の結晶粒を内部の結晶粒よりも小さくすれば、表面あれの発達は表面層の結晶粒のみに支配されて小さくなり、表面あれの発達を抑制できることを明かにした。また、表面あれを抑制するために必要な表面層の厚さは、内部層の結晶粒径の約7倍以上であり、この表面層厚さは、表面層の結晶粒径に依存しないことがわかった。

以上のように、本論文においては、塑性変形の進行に伴う自由表面のあれの発達が、板材の成形限界を低下させる原因となることを、剛塑性有限要素法によるシミュレーションと実験の両側面から明らかにした。最近、工業製品や電子部品等の小型・軽量化、および省資源に対する要求に伴って極薄板の使用が増加しているが、極薄板は板厚が非常に薄いので表面あれの影響が

顕著である。したがって、本論文で得られた以上の知見は、金属板のプレス成形における材料の撰択や加工条件の選定あたって適切な指針を与えられるであろう。

本論文では、材料内の個々の結晶粒の変形抵抗が結晶の配向によって異なるといった簡単な不均質材料モデルを使用して剛塑性有限要素シミュレーションを行い、塑性変形の進行に伴う自由表面あれの発達状況およびこの表面あれの発達が板材の成形限界に及ぼす影響について検討した。シミュレーションで得られた結果は、従来より実験的研究において報告されている結果を定性的にうまく表現することができた。しかし、実際の金属材料の内部の変形状態は、結晶粒の変形や回転、結晶粒界におけるすべり、介在物の影響などが密接に関連しており非常に複雑である。また、薄板成形の成形限界に対しては表面あれのみならず材料内部に生じる微視的な欠陥なども影響するものと考えられる。したがって、今後はこれらのことも考慮した結晶塑性学的な詳細な研究が必要であろう。

参 考 文 献

- 1) 福田正成, 山口克彦, 高倉章雄, 坂野保昭: 薄板成形における自由表面のあれ, 塑性と加工, **15**-167(1974), 994.
- 2) 春日保男, 山口勝美, 加藤勝人: 塑性加工における工具面, 材料面間の摩擦および潤滑(第3報, 結晶粒度の影響), 日本機械学会論文集(第3部), **33**-252(昭42-8), 1309.
- 3) 大矢根守哉, 小坂田宏造: 圧縮加工における潤滑と表面状態について, (第2報, 実験的研究), 日本機械学会論文集, **35**-271(昭44-3), 673.
- 4) 大矢根守哉: 塑性加工におけるトライボロジー(素材表面の塑性力学), 塑性と加工, **18**-193(1977), 144.
- 5) 片岡征二, 木原諄二, 相澤龍彦: 潤滑油ミクロプールの潤滑機構, 塑性と加工, **30**-340(1989-5), 709.
- 6) K. Yamaguchi and P. B. Mellor: Thickness and Grain Size Dependence of Limit Strain in Sheet Metal Stretching, *Int. J. Mech. Sci.*, **18**(1976), 85.
- 7) A. K. Tadros and P. B. Mellor: An Experimental Study of the In-plane Stretching of Sheet Metal, *Int. J. Mech. Sci.*, **20**(1978), 121.
- 8) 山口克彦, 西村信吾, 高倉章雄, 福田正成: 変形の進行に伴う板厚の不均一さの進展, 塑性と加工, **21**-237(1980), 315.
- 9) 山口克彦, 西村信吾, 高倉章雄, 福田正成: 一軸引張における不安定ひずみの板厚依存性, 塑性と加工, **21**-237(1980), 909.
- 10) K. Yamaguchi, S. Nishimura, N. Takakura and M. Fukuda: Thickness Dependence of Limit Strain in Sheet Metal Forming, *Proceedings of the 4th International Conference on Production Engineering, Tokyo*, (1980), 155.
- 11) O. Kienzle and K. Mietzner: Atlas umgeformter metallischer Oberflächen, Springer-Verlag (1967).

- 12) P. F. Thomson and B. V. Shafer : The Roughening of Free Surfaces During Plastic Working, *Int. J. Mach. Tool Des. Res.*, **22**-4(1982), 261.
- 13) Y. Z. Dai and F. P. Chiang : On the Mechanism of Plastic Deformation Induced Surface Roughness, *Trans. ASME J. eng. Materials and Tech.*, **114**-7(1992), 432.
- 14) 小坂田宏造, 大矢根守哉 : 塑性加工における自由表面のあれについて, 日本機械学会論文集(第3部), **36**-286(昭45-6), 1017.
- 15) D. V. Wilson, W. T. Roberts and P. M. B. Rodrigues : Effect of Grain Anisotropy on Limit Strains in Biaxial Stretching (Part 1. Influence of Sheet Thickness and Grain Size in Weakly Textured Sheets, *Metallurgical Trans. A*, **12A**-9(1981), 1595.
- 16) 小豆島明, 宮川松男 : 自由表面あれに及ぼす加工因子及び金属因子の影響, 塑性と加工 : **27**-310(1986-11), 1261.
- 17) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀生 : 自動車車体外板プレス成形における破断部変形状態(第1報), 塑性と加工, **10**-106(1969-11), 793.
- 18) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀生, 阿部忠之 : 二次成形はだ荒れ限界(自動車車体外板プレス成形における破断部変形状態・第2報), 塑性と加工, **11**-114(1970-7), 495.
- 19) 小林徳夫, 石垣秀生 : プレス成形におけるはだ荒れ成長挙動および変形限界, 塑性と加工, **15**-158(1974), 197.
- 20) P. F. Thomson and P. U. Nayak : The Effect of Plastic Deformation on the Roughening of Free Surfaces of Sheet Metal, *Int. J. Mach. Tool Res.*, **20**(1980), 73.
- 21) J. H. Dautzenberg and J. A. G. Kals : Stress State and Surface Roughness, *Advanced Technology of Plasticity 1984*, vol. **1**, 186.
- 22) 河合望, 中村保, 鷗飼雄治郎 : 塑性変形に伴う多結晶金属板の表面構造変化(三次元的幾何形状に及ぼすひずみ経路の影響), 日本機械学会論文集(C編), **51**-468(昭60-8), 2100.

- 23) 康永林, 木原諄二, 相澤龍彦, 王先進, 唐萩 : 薄鋼板の引張変形による肌荒れ成長挙動に及ぼす変形経路の影響, 塑性と加工, **32**-362(1991-3), 274.
- 24) 神馬敬, 室田忠雄, 一柳高時 : 金属結晶の応力ひずみマトリックスとその応用, 日本機械学会誌, **75**-639(1972-4), 602.
- 25) 阿部武治, 長岐滋, 赤瀬哲也 : 材料の不均質さと塑性変形後の表面粗さ, 日本機械学会論文集(A編), **50**-454(昭59-6), 1236.
- 26) 阿部武治, 長岐滋, 永山則之, 幸山佳弘, 野田耕司 : 多結晶体の弾塑性変形における結晶粒の回転と表面あれのモデル解析, 材料, **37**-415(昭63-4), 25.
- 27) 中村保, 今泉晴樹, 片山佳津男 : 結晶塑性解析による多結晶金属板の粗面化機構の研究(第1報, 面心立方金属の単純引張一様応力モデルに基づく検討), 日本機械学会論文集(C編), **52**-476(昭61-4), 1448.
- 28) 小豆島明, 宮川松男, 木村秀途 : 塑性変形した金属の自由表面粗さに関する金属的考察 I, II, 第33回塑性加工連合講演会講演論文集(1982-11), 497, 501.
- 29) H. W. Swift : Plastic Instability under Plane Stress, *J. Mech. Phys. Solids*, **1**(1952), 1.
- 30) R. Hill : On Discontinous Plastic States with Special Reference to Localized Necking in the Sheets, *J. Mech. Phys. Solids*, **1**(1952), 19.
- 31) S. Stören and J. R. Rice : Localized Necking in Thin Sheets, *J. Mech. Phys. Solids*, **23**(1975), 421.
- 32) 後藤学 : 弾塑性構成式の一形式(第4報, 金属薄板の FLD の計算への適用), 日本機械学会論文集(A編), **49**-437(昭58-1), 92.
- 33) 後藤学, 佐藤丈士, 田中光三 : 金属薄板の2次変形限界ひずみの板厚依存性, 塑性と加工, **27**-301(1986-2), 268.
- 34) Z. Marcink and K. Kuczynski : Limit Strains in the Processes of Stretch - Forming Sheet Metal, *Int. J. Mech. Sci.*, **9**(1967), 609.
- 35) 島進, 中島完治 : 多孔質体の塑性力学による塑性不安定の検討, 昭和53年度塑

- 性加工春期講演会講演論文集, (1978-5), 317.
- 36) J. M. Jaliner and B. Baudalet : Theoretical Analysis of the Influence of Damage on the Shape and Position of the Forming Limit Diagram and on the Strain-Path and Thickness Effects, *Proc. IDDRG 10th Biennial Congress*, (1978), 133.
- 37) 高倉章雄, 山口克彦, 小畑誠司, 森謙一郎, 福田正成 : 剛塑性有限要素法による板材表面あれの解析(第1報, 自由表面粗さの発達挙動に対する変形様式の影響), 日本機械学会論文集(C編), **51**-461(昭60-1), 172.
- 38) G. I. Taylor : Plastic Strain in Metals, *J. Inst. Metals*, **62**-1(1938), 307.
- 39) J. F. W. Bishop and R. Hill : A Theory of the Plastic Distortion of a Polycrystalline Aggregate under Combined Stress, *Phil. Mag.*, **42**(1951), 414.
- 40) 大久保忠恒 : 塑性加工のための金属学(結晶学・力学的異方性の問題), 塑性と加工, **11**-109(1970-2), 152.
- 41) 金武直幸, 戸澤康壽, 大谷敏郎 : アルミニウム薄板の深絞り容器に生じる耳の結晶学的解析, 軽金属, **32**-5(1982), 241.
- 42) 大矢根守哉, 島進, 鴻野雄一郎 : 粉末焼結体の基礎式, 日本機械学会論文集(第1部), **39**-317(昭48-1), 86.
- 43) 森謙一郎, 島進, 小坂田宏造 : 剛塑性有限要素法による多孔質金属の塑性加工の解析, 日本機械学会論文集(A編), **45**-396(1979), 955.
- 44) 森謙一郎, 島進, 小坂田宏造 : 多孔質体の塑性力学式を応用した剛塑性有限要素法による自由鍛造の解析, 日本機械学会論文集(A編), **45**-396(1979), 965.
- 45) 森謙一郎, 島進, 小坂田宏造 : 剛塑性有限要素法における問題点とその解決法, 塑性と加工, **21**-234(1980-7), 593.
- 46) 森謙一郎 : ANALYSIS OF METAL FORMING PROCESSES BY FINITE ELEMENT METHOD FOR COMPRESSIBLE RIGID-PLASTIC MATERIALS, 京都大学博士論文, (1983).
- 47) K. Osakada, J. Nakano and K. Mori : Finite Element Method for Rigid-Plastic

- Analysis of Metal Forming-Formulation for Finite Deformation, *Int. J. Mech. Sci.*, **24**-8(1982), 459.
- 48) 木下俊行, 森謙一郎, 山口克彦, 福田正成 : 剛塑性有限要素法による板材の引張変形の解析, 第32回塑性加工連合講演会講演論文集, (1981-11), 17.
- 49) 二階堂英幸, 直井孝之, 柴田克巳, 小坂田宏造, 森謙一郎 : エッジング圧延における非定常変形のシミュレーション, 塑性と加工, **24**-268(1983-5), 486.
- 50) K. Yamaguchi, N. Takakura and M. Fukuda : FEM Simulation of Surface Roughening and Its Effect on Forming Limit in Stretching of Aluminium Sheets, *Advanced Technology of Plasticity 1987*, vol. **2**, 1267.
- 51) K. Yamaguchi, N. Takakura and M. Fukuda : Surface Roughening Behavior and Its Effect on Forming Limit in the Stretching of Aluminum Sheets, *Current Japanese Materials Research Vol.7, Computational Plasticity*, (1990), 179.
- 52) 高倉章雄, 山口克彦, 小畑誠司, 福田正成 : 剛塑性有限要素法による板材表面あれの解析(第2報, 複合変形経路における自由表面あらさの発達挙動と成形限界), 日本機械学会論文集(C編), **51**-469(昭60-9), 2364.
- 53) 菊間敏夫, 中島浩衛 : 薄鋼板の変形限界に関する理論的検討, 日本機械学会論文集, **45**-398(昭54-10), 1267.
- 54) 池浩, 吉田清太 : 変形様式と表面粗さ挙動, 昭和45年度塑性加工春期講演会講演論文集, (1970-4), 213.
- 55) たとえば, 日本塑性加工学会 : プレス加工便覧, (1975), 354.
- 56) 富田佳宏, 三村耕司, 篠山智生 : 引張りを受ける多結晶薄板の表面荒れ及び成形性に及ぼす中間焼なましの影響, 日本機械学会論文集(A編), **57**-544(1991-12), 3063.
- 57) 高倉章雄, 山口克彦 : アルミニウム薄板の延性の向上に対する変形中の焼なましの影響, 軽金属, **44**-1(1994-1), 41.
- 58) 戸澤康壽, 金武直幸, 中林友義 : 薄板の平面ひずみ引張り強さの測定, 塑性と

加工, 22-248(1981), 921.

- 59) 高倉章雄, 山口克彦, 福田正成: 表面あれの除去による金属薄板の成形限界の向上, 日本機械学会論文集(C編), 53-490(昭62-6), 1259.

N. Takakura, K. Yamaguchi and M. Fukuda: Improvement of the Forming Limit of Sheet Metals by Removal of Surface Roughening with Plastic Strain, *JSME International Journal*, 30-270(1987), 2034.

- 60) 高倉章雄, 今谷勝次, 山口克彦: 表面あれ除去による極薄板の成形限界の向上, 平成5年度塑性加工春期講演会講演論文集, (1993-5), 293.

- 61) 山口克彦, 高倉章雄, 福田正成: 金属薄板のエリクセン値の板厚依存性, 塑性と加工, 29-334(1988-11), 1145.

- 62) 高倉章雄, 山口克彦, 福田正成: 金属粉末焼結体の塑性変形に伴う表面あれ (第1報, アルミニウム粉末焼結体の単純圧縮における自由表面のあれ), 日本機械学会論文集(C編), 56-521(1990-1), 228.

- 63) N. Takakura, K. Yamaguchi and M. Fukuda: Surface Roughness Development in Upsetting of Sintered Powder Metals, *Advanced Technology of Plasticity 1990*, vol. 2, 903.

- 64) 日本粉末冶金工業会: 焼結機械部品-その設計と製造-, (昭62-10), 84.

- 65) 高倉章雄, 山口克彦, 北川雅彦: 塑性変形に伴う自由表面あれの抑制, 日本機械学会論文集(C編), 59-561(1993-5), 1541.

謝 辞

本論文を完成するにあたり, 懇切なる御指導と御鞭撻を賜りました京都大学教授 島 進博士, ならびに京都大学教授 八田 夏夫博士, 京都大学教授 三浦 精博士 に深甚なる謝意を表します.

本研究を行うにあたって, 京都工芸繊維大学名誉教授 福田 正成博士, 京都工芸繊維大学教授 山口 克彦博士 には, 終始懇切なる御指導と御鞭撻を賜りました. ここに深く感謝の意を表します.

また, 京都工芸繊維大学工学部助教授 今谷 勝次博士, 大阪大学基礎工学部助教授 森 謙一郎博士 には, 有益なご助言とご教示を賜りました. ここに厚く御礼申し上げます.

さらに, 京都工芸繊維大学工学部塑性加工研究室に学生として在籍され, 本研究の遂行に対して多大なる御協力をいただきました 小畑 誠司君, 北川 雅彦君ならびに皆様に厚く御礼申し上げます.

最後に, 本研究の遂行に対して実験装置の製作に御協力いただきました京都工芸繊維大学機械工場 片岡 啓技官, 大角 和重技官, 川崎 晃技官, ならびに御協力, 御教示をいただきました京都工芸繊維大学機械システム工学科の皆様には感謝いたします.